



**UNIVERSIDAD DE MOA
“DR. ANTONIO NÚÑEZ JIMÉNEZ”
FACULTAD METALURGIA-ELECTROMECAÁNICA
DEPARTAMENTO MECÁNICA**

Efectos del tratamiento térmico en bolas de acero 70XL empleadas en molinos de trituración de clínquer

Tesis en opción al título de Ing. Mecánico

Autor: Luis Yunier Pérez Pérez

Tutor: Prof. Inst. Ing. Eider Gresesqui Lobaina, Ms. C.

**Moa-2019
“Año 61 de la Revolución”**

Declaración de autoridad

Yo: Luis Yunier Pérez Pérez, autor del presente Trabajo de Diploma, con el Prof. Inst. Ing. Eider Gresesqui Lobaina, Ms. C. fungiendo como tutor, declaro la propiedad intelectual del mismo al servicio de la Universidad de Moa “Dr. Antonio Núñez Jiménez”, para que esta entidad disponga de su uso como estime conveniente.

Luis Yunier Pérez Pérez

Prof. Inst. Ing. Eider Gresesqui Lobaina, Ms. C

Pensamiento:

EL MUNDO ESTÁ EN LAS MANOS DE AQUÉLLOS QUE TIENEN EL VALOR DE SOÑAR Y CORRER EL RIESGO DE VIVIR SUS PROPIOS SUEÑOS.

PABLO FAHOLO CUELHO

Agradecimientos

EL ESFUERZO DE NUESTRAS MANOS Y PENSAMIENTOS TIENEN UN SOLO REGOCIJO Y ES VER EN EL ROSTRO DE NUESTROS SERES QUERIDOS LA FELICIDAD DE VERNOS GRADUADOS. PARA ELLOS QUE TODO LO MERECE Y NADA PIDEN:

A MI DIOS TODO PODEROSO QUE ILUMINO MI CAMINO Y PERMITIÓ LA REALIDAD DE ESTE SUEÑO.

A MI TUTOR, EL MS.C. EIDER GRESESQUI LOBAINA, POR APOYARME EN EL TRANCURSO DE LA REALIZACIÓN DE ESTE TRABAJO, ASÍ COMO A LOS PROFESORES DEL DEPARTAMENTO DE MECÁNICA POR LOS CONOCIMIENTOS IMPARTIDOS A LARGO DE LA CARRERA.

A YOEL OCHOA MC. INTOSH, ESPECIALISTA EN ENSAYOS DE LA EMPRESA MECÁNICA DEL NÍQUEL.

A MIS PADRES, A MI ESPOSA Y A ESA OTRA FAMILIA QUE FORMÉ EN MOA, POR SU TOTAL ENTREGA PARA PODER LLEGAR A SER UN PROFESIONAL DE VALORES ÉTICOS.

A MIS HERMANAS Y FAMILIARES EN GENERAL.

A TODOS MIS SERES QUERIDOS.

A LOS QUE DE UN MODO U OTRO CONTRIBUYERON CON EL DESARROLLO DEL TRABAJO.

A TODOS MUCHAS GRACIAS.

Dedicatoria:

A MI DIOS, QUE PERMITIÓ LA REALIDAD DE ESTE SUEÑO.

***A MIS HERMANAS Y A PADRES, QUE POR ELLOS ES QUE HE
PERMANECIDO EN LA CARRERA.***

A MI ESPOSA, POR SER PARTE DE MI ESFUERZO

Resumen

El trabajo tiene como objetivo determinar las propiedades físico-metalúrgicas de la aleación de acero 70XL, fundida en la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche” de Moa, antes y después de ser sometida a tratamientos térmicos de normalizado, temple y revenido. Se realizó el proceso de fundición en un horno de inducción con crisol de alta frecuencia y se analizaron tres muestras obtenidas del tratamiento térmico y otras tres sin dicho proceso. En el análisis microestructural se determinó que la microestructura de la aleación en bruto de colada deja ver que existe la presencia de ferrita y cementita. Mientras que cuando se le aplican los tratamientos térmicos cambian a martensita de grano fino, austenita retenida y carburos de hierro globulizados, lo que contrasta con el aumento mostrado en la dureza, de 40,42 HRC estado bruto de colada a 55,32 HRC luego del tratamiento térmico.

Abstract

The work aims at determining the physical metallurgic properties of the steel alloy 70XL, fused at the company Comandante Gustavo Machín Hoed of Beche of Moa, elks and after being subdued to heat treatments of normalized, temper and come back. The process of founding in an oven of induction with crucible of high frequency came true and three without the aforementioned process examined three signs obtained of heat treatment and another one themselves. Microestructural determined in the analysis that the microestructura of the alloy in brute of wash allows to see than exists the presence of ferrite and cementita. In the meantime than when apply it heat treatments globulizados, what you contrast with the increase shown in hardness, of 40.42 been stupid HRC of wash to 55.32 HRC right after heat treatment change fine grain, austenita retained and iron carbides to martensita.

ÍNDICE	Pág.
INTRODUCCIÓN	1
CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO CONCEPTUAL DE LA INVESTIGACIÓN	4
1.1. Introducción	4
1.2. Generalidades del proceso de molienda.....	4
1.3. Microestructura y composición química en bolas de molinos	5
1.4. Obtención de aleaciones metálicas por fundición	7
1.5. Aceros al carbono	8
1.5.1. Efectos de los elementos de aleación en los aceros.....	9
1.6. Tratamientos térmicos en aleaciones de acero	11
1.6.1. Efectos del Normalizado en aleaciones de aceros.....	12
1.6.2. Efectos del Temple en aleaciones de aceros.....	16
1.6.3. Efectos del Revenido en aleaciones de aceros	20
1.7. Conclusiones	25
CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS	26
2.1. Introducción	26
2.2. Proceso de colada de la aleación	26
2.3. Aplicación del tratamiento térmico	27
2.3.1. Selección del tratamiento térmico de Normalizado	28
2.3.2. Selección del tratamiento térmico de Temple	29
2.3.3. Selección del tratamiento térmico de Revenido	30
2.4. Plan experimental para realizar los ensayos propuestos.....	31
2.5. Obtención y preparación mecánica de las probetas	31
2.5.1. Encapsulado de las muestras para la observación microestructural.....	31
2.6. Ensayo de la composición química de la aleación.....	32
2.7. Preparación metalográfica de las muestras.....	33
2.8. Examen microestructural y del porcentaje de microconstituyentes	34

2.9. Evaluación de la dureza.....	35
2.10. Evaluación de la dureza volumétrica	36
2.11. Conclusiones del capítulo 2	37
CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS	39
3.1. Introducción	39
3.2. Análisis de la composición química obtenida.....	39
3.3. Análisis microestructural de las muestras en bruto de colada	40
3.4. Análisis microestructural de las muestras tratadas térmicamente	41
3.4.1. Análisis del porcentaje de microconstituyentes.....	42
3.5. Análisis de la dureza de las muestras.....	43
3.6. Resultados de los ensayos de dureza volumétrica	44
3.7. Organización y control del proceso de tratamiento térmico	45
3.8. Conclusiones del capítulo	47
CONCLUSIONES GENERALES.....	48
RECOMENDACIONES	49
BIBLIOGRAFÍA	50

INTRODUCCIÓN

La construcción de edificaciones que son utilizadas diariamente en disímiles funciones por los seres humanos, se logra a partir de la obtención del cemento. En Cuba se fabrica este producto del tipo Portland, en varias cementeras ubicadas en diversas provincias, como Santiago de Cuba, Camagüey y Ciego de Ávila. El mismo representa un material base de gran interés industrial, que puede fabricarse de forma similar en países que presenten la tecnología adecuada para la trituración y molienda del clínquer.

El proceso antes mencionado, es el de disminución de las dimensiones de los trozos (granos) de los materiales, mediante la desintegración de los mismos por la acción de fuerza exteriores que superan las fuerzas interiores de cohesión. Esto se logra por medio de los tambores rotatorios de los molinos, equipados con una carga de bolas para el procesamiento de la materia prima (clínquer), a partir de la que se obtiene el cemento.

En la actualidad, las empresas cubanas de la construcción muestran un marcado interés por incrementar la calidad en los productos. Lo que debe reflejarse en un mayor aprovechamiento de cada proceso productivo, elaborando mercancías que sean capaces de competir al más alto nivel en el mercado internacional. Con este afán, en el taller 08 de la Empresa Mecánica del níquel (EMNi) de Moa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, desde el año 2013 se realiza la fabricación de bolas de acero 70XL, con cuatro diámetros (60, 70, 80 y 90 mm) para molinos.

Los medios moledores de las empresas cementeras y en particular las bolas de los molinos rotatorios, ha sido estudiado por autores como Menacho, 1985 y Rivera, 2013. No obstante, es meritorio resaltar que la mayoría de las investigaciones se han centrado en el estudio de la tecnología de fabricación de las bolas y que muy pocas han tratado las de acero 70XL de producción cubana.

Silot (2014) trató el tema de las bolas logradas por proceso de fundición en la EMNi de Moa, desde el punto de vista tecnológico y de fabricación, por lo que no tuvo en cuenta las microestructuras obtenidas antes y después de los tratamientos térmicos aplicados a las mismas. Maujo (2016), desarrollo una investigación en la que analizó la estructura interna de los objetos molturantes. Sin embargo, se debe tener en cuenta que definió

como objetivo general: “Seleccionar el material para la obtención de bolas que garantice la resistencia al desgaste en los molinos de bolas para los procesos de obtención de clínker de cemento, según la tecnología de fundición de la EMNi”. Para esto centró su investigación en comparar la resistencia al desgaste gravimétrico del acero AISI 8660 (70XL) con la del AISI 4140. No definió las condiciones de la máquina de corte y no fundamentó los efectos del tratamiento térmico en bolas de acero 70XL empleadas en molinos de trituración de clínquer.

A partir de lo planteado, en el presente trabajo se define como **situación problemática**:

En la EMNi de Moa, se fabrican bolas para molinos de trituración de clínquer. Estas son fabricadas de acero 70XL con cuatro diámetros (60, 70, 80 y 90 mm) y son empleadas en la industria cementera cubana. Esta aleación, es sometida a tratamientos térmicos de normalizado, temple y revenido, a partir de las exigencias de la norma Gost 977-88, con relación a las propiedades mecánicas a obtener, a partir de las características de su explotación. Las condiciones metalúrgicas antes y después de los procesos térmicos aplicados aún no han sido evaluados, resultado que representa una base sólida para el estudio del desgaste fractográfico de las mencionadas bolas.

De lo anterior se infiere como **problema de la investigación**:

Aún no han sido determinadas las propiedades físico-metalúrgicas de la aleación de acero 70XL de producción nacional, antes y después de ser sometida a tratamientos térmicos, para ser empleada como elemento moedor de clínquer en molinos de bolas.

Como **objeto de estudio** se plantea:

Metalurgia-física de la aleación de acero 70XL, antes y después de ser sometida a procesos de normalizado, temple y revenido.

Y su **campo de acción** es:

El comportamiento de las propiedades mecánicas y microestructurales.

Hipótesis:

La caracterización físico-metalúrgica de la aleación de acero 70XL, considerando el análisis microestructural, el porcentaje de microconstituyentes y la dureza, conjugado con las exigencias establecidas por las normas y fabricantes internacionales para los

objetos molturadores de clínquer, puede fundamentar que la misma sea apta para el proceso de molienda en molinos horizontales de bolas.

Para dar validez a la hipótesis establecida se define como **objetivo general**:

Determinar las propiedades físico-metalúrgicas de la aleación objeto de estudio, antes y después de ser sometida a tratamientos térmicos de normalizado, temple y revenido.

Para la investigación se establecen los siguientes **objetivos específicos**:

1. Definir las regularidades del comportamiento metalúrgico en base a la microestructura, los microconstituyentes y las propiedades físico-mecánicas de aleaciones ferrosas, antes y después de ser sometida a tratamientos térmicos.
2. Establecer el procedimiento metodológico para determinar las variaciones metalúrgicas, macro y microestructurales de la aleación de acero 70XL.
3. Fundamentar las variaciones encontradas en el acero 70XL, antes y después de los procesos térmicos mencionados, en función de las características a lograr en elementos moledores de clínquer en molinos de bolas.

Para dar cumplimiento al objetivo general se desarrollan las siguientes **tareas**:

1. Establecimiento del estado del arte y teorías relacionadas con el proceso de fundición y de los efectos de los tratamientos térmicos.
2. Metodología experimental para la caracterización de la aleación objeto de estudio.
3. Fundamentación del proceso metalúrgico-físico que conduce a la determinación de las propiedades físico-mecánicas de la aleación 70XL, antes y luego de ser sometida a tratamiento térmico.
4. Obtención y análisis de las regularidades mecánicas y microestructurales de la aleación objeto de estudio.
5. Planteamiento de la organización y control del proceso de tratamiento térmico.

CAPÍTULO 1.
MARCO TEÓRICO CONCEPTUAL DE LA
INVESTIGACIÓN

CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO CONCEPTUAL DE LA INVESTIGACIÓN

1.1. Introducción

Aprovechar de manera eficiente los conocimientos heredados de investigaciones ya validadas, es de suma importancia cuando se desea fundamentar y arribar a nuevas conclusiones científicas. Esto permite ganar en tiempo y credibilidad en el momento de mostrar los nuevos resultados. Por tal razón, el presente capítulo tiene como objetivo exponer aspectos fundamentales relacionados con los efectos del tratamiento térmico en los aceros y las generalidades de las bolas empleadas en molinos de trituración de clínquer.

1.2. Generalidades del proceso de molienda

A partir de reportes de Andréiev *et al.* (1987), se conoce que la trituración y el desmenuzamiento son procesos de disminución de las dimensiones de los trozos (granos) de los materiales, mediante la destrucción de los mismos por la acción de fuerza exteriores que superan las fuerzas interiores de cohesión, las que unen entre si las partículas del cuerpo sólido.

Las máquinas industriales utilizadas en el desmenuzamiento de minerales, son en su mayoría molinos de tambor, aunque existen en formas diversas como las de barras, bolas, autógenos y semi-autógenos, entre otros. El movimiento dentro de estos puede describirse como colisión con rotura inducida principalmente por impacto o como rodadura con rotura inducida principalmente por aplastamiento y desgaste (King, 2001).

También aporta King (2001) y Albertin *et al.* (2008), que el movimiento relativo de los medios molturantes está determinado por la acción del tambor, que a su vez, está influenciada por los revestimientos y los elevadores que evitan el deslizamiento entre la carga y la superficie del molino. El deslizamiento consume mucha energía y reduce la capacidad de la cubierta del molino para transmitir energía a la carga.

En investigaciones realizada por Alcántara (2008) y Diez (2008), se expone que el proceso de molienda es uno de los procesos principales y el final de las operaciones tecnológicas en la fabricación del cemento. En el clínquer descargado del horno con la

adición de cierta cantidad de yeso y otros componentes, se reducen a polvo fino, con lo que se obtiene el producto final (el cemento).

Se afirma además, que la fragmentación del mineral se produce a través de los procesos de presión (las partículas de menor tamaño son apretadas entre las más grandes), impacto (por los golpes y rebotes) y erosión (desgaste superficial de las partículas más grandes) de los materiales involucrados en el proceso

1.3. Microestructura y composición química en bolas de molinos

Los cuerpos moledores, por lo general son bolas de acero que pueden estar fabricadas por fundición o forjado Gresesqui (2018). Como aleaciones hierro-carbono, tres de sus principales microconstituyentes son la austenita, la ferrita y la cementita, cada uno con características propias, que al adicionar otros elementos y alterar controladamente la temperatura, ayudan a mejorar sus propiedades mecánicas, según Belzunce (2001) y Callister (2007, 2009). Entre otras combinaciones, pueden estar aleados al Cr-Mo o con Ni, para hacerlos más resistentes al desgaste por impacto y a la abrasión.

Autores como Acosta *et al.* (2000); Diez *et al.* (2008) y Putatunda & Bingi (2012), sugieren los hierros nodulares para la obtención de aleaciones con buenas propiedades de resistencia mecánica, debido a que son considerados materiales ferrosos que han evolucionado a través del tratamiento térmico (T.T.) de austemperizado, por lo que son aleaciones más competitivas y es considerado el tratamiento térmico como una valiosa y ventajosa alternativa en la sustitución de piezas de acero colado y forjado.

Las bolas de molinos son fabricadas de diversa composición química, dependiendo del fabricante y del material a moler. Por ejemplo, Decasper (1981), recomienda valores de dureza de 35-42 HRC (Hader Rockwell C), para bolas forjadas con composición química de 0,5-1,0 %C, 0,8-1,2 %Mn y 0,8-12 %Cr. Propone dureza de 45-50 HRC, para bolas fundidas de bajo Cr con 2,8-3,3 %C, 0,1-0,4 %Mn y 0,1-0,4 %Cr. Además 60-61 HRC para bolas fundidas de elevado cromo con 2-2,5 %C y 17 %Cr.

Con estas conclusiones se deduce que las bolas fabricadas por fundición tienen mejores propiedades de dureza, siendo el cromo un elemento característico de esta cualidad mecánica.

Según la empresa de origen belga, comercializadora de bolas Magotteaux S.A., una aleación que contiene aproximadamente 25 % de carburos ricos en Cr y una dureza del orden de los 65 HRC (Hader Rockwell C) es muy frágil. Sin embargo, esto no tiene importancia si se considera la forma masiva de los cuerpos moledores y la energía máxima que cada cuerpo puede recibir. Además, el riesgo de que la bola se fracture disminuye cuando los factores involucrados en el proceso están bajo control.

Entre todas las cuestiones importantes, son puntos particularmente cruciales el control de la austenita residual que se forma luego del tratamiento térmico y la salud interna (ausencia de rechupes en cada cuerpo moledor) de la bola, a fin de evitar todo fenómeno de rotura, tanto en la capa exterior (descascarillado) como en todo el volumen de la bola.

En 1954, Magotteaux S.A. produce una familia de aleaciones duras con un contenido de cromo superior al 10 %. Esto permite templar la matriz y hacerla martensítica, además de sustituir los carburos de hierro del tipo M_3C -cementita por carburos especiales ricos en Cr.

Para esta empresa, los nombres comerciales de las aleaciones más importantes son Maxicrom y Duogam 1 para la primera cámara y Hardalloy y Duogam 2 para la segunda cámara. El avance más extraordinario en cuanto a calidad de bolas, es el producto denominado Ecogam, destinado sobre todo a las primeras cámaras de los molinos, en los cuales se conjugan los efectos de abrasión, corrosión e impacto.

La estructura de base de estos cinco productos es la misma, aunque por su composición química son aleaciones diferentes como se muestra en la tabla 1.1, además de que el porcentaje de sus diferentes fases y su dureza varía.

Tabla 1.1. Composición química y dureza de aleaciones de bolas. Fuente: Magotteaux S.A. (1954).

Aleación	Composición química (%)			% Austenita	% Carburos	Dureza HRC
	C	Cr	Otros			
Maxicrom	2,2	17	---	2	22	60
Hardalloy	3,0	12	---	8	30	65
Duogam 1	2,9	21	Mo:	2	30	63
Duogam 2	2,7	19	0,8	8	28	63
Ecogam 18	2,3	18	---	2	23	63
Ecogam 21	2,8	20	---	7	27	64

Una empresa especializada en el suministro de bolas de acero con posterior tratamiento térmico para molienda de minerales y áridos, es la Supra Steel. Esta sugiere que todas las bolas de molienda deben garantizar un bajo desgaste, una baja tasa de rotura, alto poder de impacto y excelente esfericidad, además de una dureza y composición química adecuadas para el producto a moler (ver tabla 1.2).

Tabla 1.2. Composición química y dureza de bolas forjadas y fundidas. Fuente: Supra steel (2011).

Bola		Composición Química (%)							Dureza (HRC)	
		C	Cr	Si	Mn	P	Cu	Mo		Ni
Forjada		0,9	≤1,0	0,38	1,1	≤0,04	≤0,1	≤0,25	≤0,1	55-65
Fundida	Alto Cr	2,6	17	≤1,0	≤1,5	≤0,06	---	≤1,0	---	55-65
	Bajo Cr	2,8	2,5	≤1,0	≤1,5	≤0,06	---	≤1,0	---	

En Cuba se especifican las características de aleación, tratamiento térmico y dureza en Hander Rockwell C (HRC), requeridas para la utilización de las bolas para la industria del cemento, por medio de la norma NC-13-05-83. Las características principales de composición química y dureza establecida por esta norma se muestran en la tabla 1.3.

Tabla 1.3. Composición química y dureza de las bolas según la norma cubana. Fuente: NC-13-05-83.

Composición química						Dureza (HRC)
C	Mn	Si	Cr	S (Máx.)	P (Máx.)	
0,45-0,70	0,60-1,20	0,15-0,37	0,10-0,30	0,045	0,050	40-55

1.4. Obtención de aleaciones metálicas por fundición

La fundición es el proceso de producción de piezas metálicas a través del vertido de metal fundido sobre un molde hueco, por lo general hecho de arena. El principio básico de este proceso es simple: se licúa la aleación, se vacía en un molde y se deja enfriar. No obstante, existen todavía muchos factores y variables que se deben considerar para lograr una operación exitosa de fundición.

Realizar este proceso empieza con la fabricación del molde. La cavidad de este debe diseñarse de forma y tamaño ligeramente sobredimensionado, esto contrarresta el efecto de la contracción del metal durante el enfriamiento y solidificación. Cada aleación sufre diferente porcentaje de contracción, por esta razón, las cavidades deben diseñarse para el metal en particular que se va a fundir.

Por proceso de fundición se pueden obtener piezas de muy diversos tamaños y configuraciones, como cigüeñales, componentes de turbinas hidráulicas y trenes de aterrizajes para aviación. Aunque se ha ampliado su aplicación a otras familias de materiales, desde sus comienzos hasta nuestros días, la fundición en moldes de arena-arcilla se ha centrado en las aleaciones metálicas como material de obtención de piezas.

Dentro de todas las variantes existentes en la fundición en arena, la más común de ellas es la fundición de arena en verde, que consiste en la fabricación del molde, siendo este de una mezcla de arena de sílice de 80-90 % y bentonita de 4-9 % humedecida en un 9 %. La arena de sílice concede la refractariedad necesaria para resistir las altas temperaturas de trabajo a la hora del vaciado de la colada. El contenido de agua e impurezas brinda la cohesión a la mezcla, permitiendo la durabilidad y resistencia necesaria para la conservación del molde sin fragmentarse.

No obstante, en los tiempos actuales se emplea la arena autofraguante. Esta como lo indica su nombre endurece por sí misma, o sea, por los componentes que la forman. De esta manera se disminuye el esfuerzo y el tiempo destinado de los operarios en el proceso de apisonado de la arena verde, se aprovecha mejor el tiempo laboral y los recursos humanos, por lo que tiene influencia positiva en la economía y garantiza mayor calidad a las molduras.

1.5. Aceros al carbono

La producción fundamental de la siderurgia es el acero, siendo el 90 % de acero al carbono y el 10 % de acero aleado aproximadamente. Por esta razón, Guliáev (1977) manifiesta que el material metálico más importante para la industria es el acero al carbono. Esta aleación de producción industrial es de composición química compleja. Además de la base (el hierro), cuyo contenido puede oscilar en límites porcentuales de 97-99,5, hay en él muchos elementos cuya presencia se debe a las peculiaridades tecnológicas de su producción (manganeso, silicio), a la imposibilidad de excluirlos totalmente del metal (azufre, fósforo, oxígeno, nitrógeno, hidrogeno) o a circunstancias casuales (cromo, níquel, cobre y otros).

En dependencia del procedimiento de fundición (Martín-siemens u otro) los aceros se diferencian principalmente por las impurezas que contienen. Sin embargo, un elemento, el carbono, se introduce específicamente en el acero al carbono ordinario. El carbono influye mucho en las propiedades del acero, incluso cuando su contenido varía de un modo insignificante. Por esto, cuando el contenido de todas las demás posibles impurezas es pequeño, el elemento principal, por medio del cual pueden hacerse variar las propiedades de una aleación ferrosa, es el carbono.

Estas aleaciones antes mencionadas se denominan aceros al carbono y se dividen en aceros de bajo carbono ($<0,25\% \text{C}$), de medio carbono ($0,25-0,6\% \text{C}$) y de alto carbono ($>0,6\% \text{C}$). La estructura y las propiedades de las aleaciones metálicas, pueden variarse dentro de amplios límites por medio de tratamientos térmicos, según reporta Rojas (2011) y Días del Castillo & Reyes (2012); este procedimiento es especialmente eficaz en el caso del acero. Pero no todas las propiedades varían de igual modo. Unas (las propiedades sensibles a los cambios de estructura) dependen de la estructura del metal (la mayoría) y por consiguiente, cambian con el tratamiento térmico; otras, con menos sensibilidad a los cambios estructurales, no dependen prácticamente de la estructura. A estas últimas pertenecen las características de la rigidez (el módulo de elasticidad normal E y el módulo de cizallamiento C).

1.5.1. Efectos de los elementos de aleación en los aceros

El aumento de los elementos de aleación en aceros, provoca transformaciones en la microestructura existente. El volumen de cambio de estas propiedades, depende de la cantidad de elementos aleantes introducidos y del carácter de su interacción con el Fe y el C.

Los elementos níquel, cobre, fósforo, silicio, aluminio y cobalto, normalmente aparecen disueltos en la ferrita (forman soluciones sólidas de sustitución), dado que su solubilidad en la cementita o su tendencia a formar carburos es muy baja. El efecto principal que origina la entrada en solución sólida de otros elementos en la ferrita es la distorsión de su red cristalina (diferente tamaño atómico), lo que produce endurecimiento de la ferrita (Belzunce, 2001).

Elementos como el cromo, el molibdeno, el vanadio, el niobio y el wolframio, aparecen disueltos y también forman carburos estables (generalmente más estables que la cementita), aunque si están presentes en bajas concentraciones, entran en solución tanto en la cementita como en la ferrita. El manganeso no forma carburos, sino que suele aparecer disuelto en la cementita. Por otro lado, los elementos no carburígenos como silicio, fósforo, aluminio, níquel y cobre (en orden decreciente) dificultan la formación de cementita y en su lugar promueven la aparición del carbono en su forma más estable, es decir, grafito, según aporta Guliáev (1977).

El mismo autor plantea que el silicio, el manganeso, el aluminio, el calcio y el magnesio, presentes en cantidades muy pequeñas, forman inclusiones no metálicas (elementos residuales) del tipo de los óxidos y sulfuros.

Carbono (C): ingrediente fundamental en el acero, ejerce una gran influencia sobre las propiedades físicas y mecánicas. Se le puede encontrar combinado con el hierro en forma de carburo (o cementita con 6,67 %C) o en el estado libre de grafito (carbono libre o grafítico). Eleva su resistencia al desgaste, la dureza y la templabilidad. (Skalki; Ronda, 1988).

Silicio (Si): es desoxidante y desgasificante. Aumenta la resistencia a la tracción, la dureza y la conductividad magnética. Algunos autores como Krause (1969) y Janowak & Gundlach (1987) plantean que el silicio disminuye la solubilidad del carbono en la austenita y favorece la difusión del carbono, por lo que beneficia la formación de grafito a partir de la descomposición de los carburos primarios. Las cantidades de silicio deben ser calculadas a partir del carbono total, la velocidad de enfriamiento y el espesor de la pieza.

Manganeso (Mn): elemento que se agrega en la fusión para desoxidar y desgasificar el acero. Aumenta la dureza, la resistencia a la tracción, a la abrasión y al desgaste. Ejerce una acción opuesta a la del silicio, pues favorece la formación de carbono combinado, uniéndose fácilmente con el hierro y el azufre. Se distribuye entre la austenita, la ferrita y la cementita. Disminuye la temperatura de transformación eutectoide de la austenita, aumenta el intervalo de esta y disminuye la concentración de

carbono en la transformación eutectoide y en la transformación eutéctica (Belzunce, 2001).

Níquel (Ni): aumenta la resistencia a la tracción y la dureza sin sacrificar tenacidad. También aumenta la resistencia a la corrosión cuando se introduce en cantidades de al menos 8 %, según Días del Castillo & Reyes (2012).

Cromo (Cr): aumenta la dureza, la tenacidad y la resistencia a la tracción. Produce resistencia a la abrasión, al desgaste, a la corrosión y a la oxidación. De acuerdo con investigaciones desarrolladas por Honeycombe (1981), el cromo y el molibdeno son elementos que favorecen la formación de ferrita y carburos como la cementita aleada y otros.

Molibdeno (Mo): aumenta la dureza, la tenacidad y la resistencia a la tracción y a las temperaturas elevadas. Excepto al carbono, tiene el mayor efecto endurecedor, reacciona con el cromo, el cobre y el níquel para endurecer la matriz. De la misma forma influye en el tamaño del grano durante la deformación en frío (Luffe, 1994).

En general el molibdeno disminuye la solubilidad del carbono en la fase alfa. No es un grafitizador, ni un estabilizador fuerte de carburos, esto es lo que explica por qué puede ser adicionado a la carga metálica sin variar prácticamente su carácter.

1.6. Tratamientos térmicos en aleaciones de acero

Los tratamientos térmicos son procedimientos que tienen por finalidad mejorar o alcanzar propiedades y características en los materiales a partir de la consecución de la microestructura deseada. Cada procedimiento consiste en calentar y mantener las piezas o herramientas a temperaturas adecuadas, durante un cierto tiempo y enfriarlas luego en condiciones convenientes, por tanto, en un tratamiento térmico es importante la relación entre la temperatura, el tiempo y la velocidad de enfriamiento. De esta forma se modifica la microestructura de los aceros por medio de transformaciones de fase en estado sólido (Machado, 2002).

Plantea Valencia (1992), que dependiendo del tipo de tratamiento, las piezas pueden o no variar su composición química. El tiempo y la temperatura son dos factores de gran

importancia que hay que fijar siempre de antemano, de acuerdo con la composición del acero, la forma, el tamaño de las piezas y las propiedades que se desean obtener.

En dependencia del efecto producido sobre las piezas, los tratamientos térmicos se pueden dividir en volumétricos o superficiales. Los primeros afectan las propiedades de toda la pieza tratada y se dividen en tratamientos térmicos continuos e isotérmicos (denominados también totales). Los segundos solo afectan las propiedades de la superficie y algunos de ellos modifican la composición química global de las piezas y son conocidos como tratamientos termoquímicos. El calentamiento hasta la temperatura de austenización y el tiempo de sostenimiento a esa temperatura son dos variables bastante importantes a tener en cuenta en algunos tratamientos térmicos.

1.6.1. Efectos del Normalizado en aleaciones de aceros

El Normalizado es un tratamiento típico de los aceros al carbono de construcción con cantidades de 0,15 a 0,40 %C y rara vez se emplea en los aceros de herramientas o en los aceros aleados de construcción. Consiste en calentar las piezas a temperaturas de $A_{c3} + (40-50^{\circ}\text{C})$ para los aceros hipoeutectoides y hasta $A_{cm} + (40-50^{\circ}\text{C})$ para los hipereutectoides, según el diagrama hierro carbono (ver figura 1.1). Mantener el elemento a esa temperatura durante un tiempo determinado por el tipo de aleación y su configuración, para luego realizar un enfriamiento al aire y que de esta forma pase al estado austenítico (Caballero, 2010).

Con este proceso se deja el acero con una estructura perlítica de láminas finas, un orden que arbitrariamente se consideran como normales y características de su composición. Se suele utilizar para piezas que han sufrido trabajos en caliente, trabajos en frío, enfriamientos irregulares o sobrecalentamientos. También sirve para destruir los efectos de un tratamiento térmico anterior.

Plantea Caballero (2010), que la temperatura de normalización depende esencialmente del contenido de carbono del acero. La velocidad de enfriamiento importante en la normalización corresponde al punto en el que la austenita se está transformando en perlita. Una vez que se ha completado la transformación, las piezas se templean en agua o en aceite. Por lo regular, esto se hace cuando todas las secciones del componente se ponen al "rojo oscuro". Si el tamaño de las secciones es grande, es necesario que el

material en el centro se ponga de color negro para que se pueda aplicar un enfriamiento drástico.

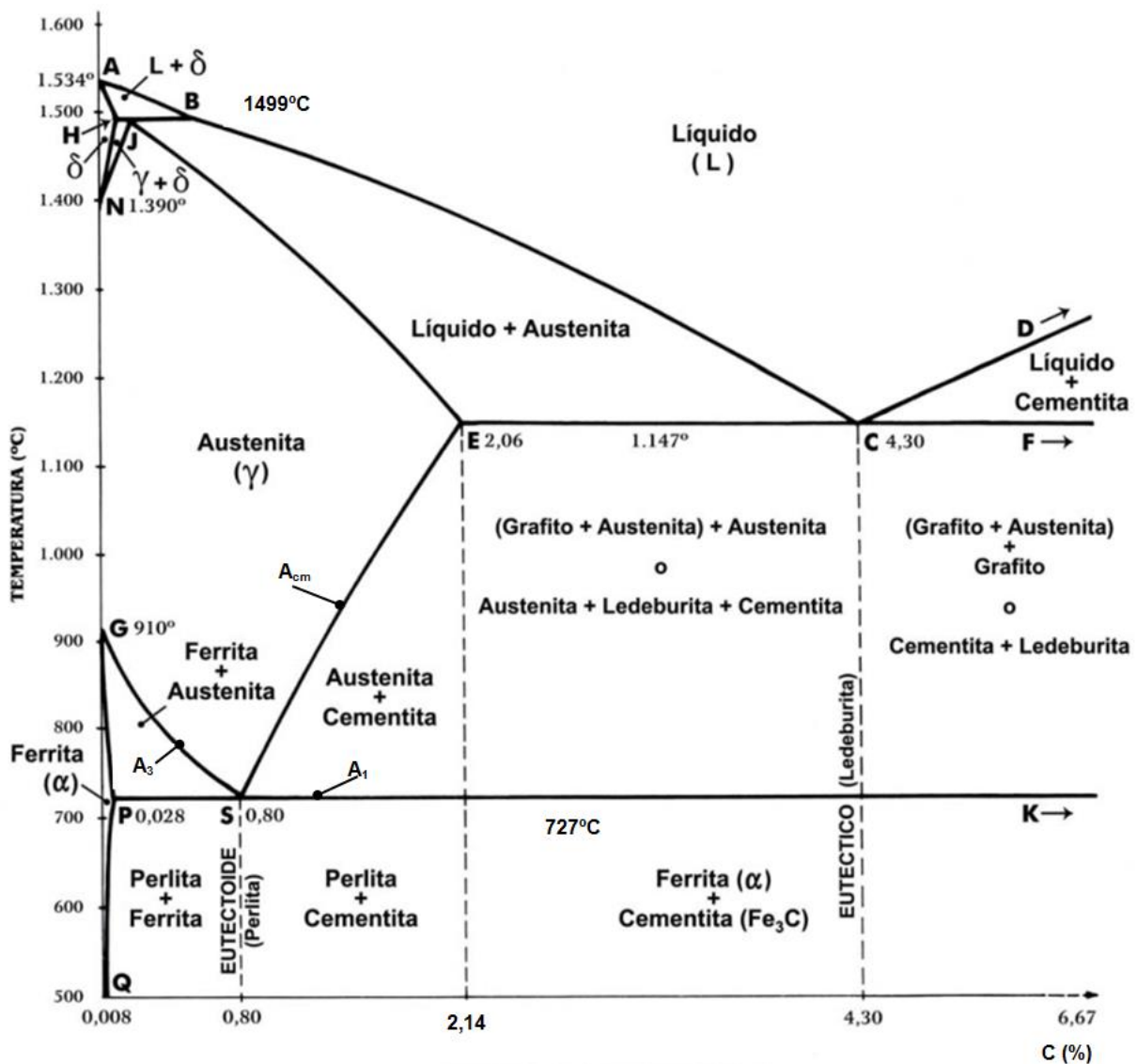


Figura 1.1. Diagrama de equilibrio del sistema hierro-carbono. Fuente: Criado (2008).

La velocidad de enfriamiento influye en forma importante, tanto en la cantidad de perlita, como en su tamaño y su espaciamiento. Las velocidades de enfriamiento mayores producen más perlita, así como láminas menos espaciadas y más finas. Tanto el aumento en la cantidad de láminas de perlita, su proximidad, así como su finura, dan por resultado mayor resistencia, tenacidad y dureza.

Por lo regular, los aceros al carbono con 0,20 %C o menos no reciben más tratamientos después del normalizado. Sin embargo, los aceros de medio o alto carbono suelen templarse después de la normalización a fin de obtener propiedades específicas.

Los objetivos principales del normalizado son los siguientes:

- Modificar la estructura granular gruesa en lingotes y piezas fundidas.
- Eliminar la estructura Widmanstaetten.
- Disminuir tensiones después de la conformación en caliente aumentando las propiedades mecánicas y plásticas del material.
- Preparar la estructura del metal para el temple y el revenido posterior.

1.6.1.1. Transformación austenítica en aleaciones de acero

La manera en la cual se forma la austenita en el acero, depende mucho de la microestructura presente previa al calentamiento para el austenizado.

Según Guliáev (1977), el comienzo de la transformación perlito-austenítica va acompañado de la formación de los primeros granos de austenita, los que se forman en el límite entre la ferrita y la cementita (constituyentes estructurales de la perlita). Como este límite está muy ramificado, la transformación comienza con la formación de muchos granos pequeños. Por con siguiente, una vez que termina la transformación de perlita en austenita, se forma una gran cantidad de granos pequeños de austenita. El tamaño de estos granos caracteriza la magnitud llamada grano inicial de austenita.

El calentamiento ulterior (o el mantenimiento a la temperatura dada), una vez terminada la transformación, provoca el crecimiento de los granos de austenita. Proceso este que se desarrolla espontáneamente, porque en este caso disminuye la superficie total de los granos (es decir, disminuye la energía superficial) y la alta temperatura no hace nada más que asegurar la velocidad suficiente del mismo.

Se distinguen dos tipos de acero, el de grano fino hereditario y el de grano grueso hereditario; el primero es poco propenso al crecimiento del grano y el segundo se caracteriza por ser muy propenso.

El paso del punto crítico A_1 va acompañado de una brusca disminución del grano. Si se sigue calentando el grano de la austenita, en el acero de grano fino no crece hasta los 950-1000°C, después de lo cual se eliminan los factores que impedían el crecimiento y los granos comienzan a crecer rápidamente. En el caso de grano grueso nada impide su crecimiento, el cual comienza inmediatamente después de pasar el punto crítico.

En la figura 1.2 se observa que a temperaturas un poco más altas que la del punto crítico Ac_1 , los granos de la austenita del acero de grano grueso hereditario se han hecho mayores que los del acero de grano fino hereditario y a temperaturas considerablemente más altas, el grano del acero de grano fino hereditario puede resultar más grueso. Por eso, el tamaño del grano de una aleación dada, es insuficiente para determinar la granulación hereditaria.

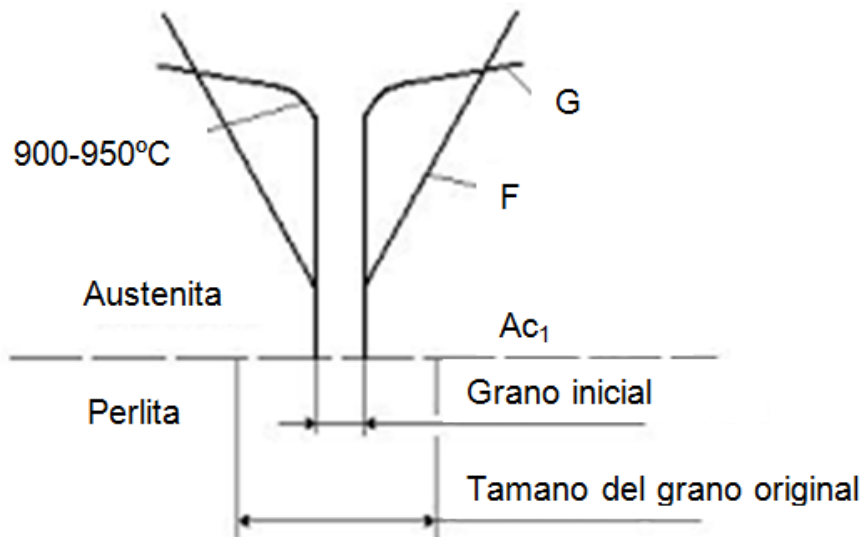


Figura 1.2. Esquema del crecimiento del grano en el acero de grano grueso hereditario G y de grano fino hereditario F. Fuente: Guliáev (1977)

El tamaño del grano obtenido en el acero como resultado de un tratamiento térmico determinado se le llama grano real. De esta forma se distinguen varios tipos de granos como sigue: 1) el grano inicial o tamaño de grano de la austenita en el instante en el que termina la transformación perlito-austenítica; 2) el grano hereditario (natural) o tendencia de los granos de la austenita al crecimiento; 3) el grano real o tamaño del grano de la austenita en unas condiciones concretas dadas.

Los granos de la austenita solo crecen durante el calentamiento (durante el enfriamiento siguiente no disminuye su tamaño), por esto, la temperatura máxima de calentamiento del acero en estado austenítico y su granulación hereditaria determinan el tamaño definitivo del grano.

1.6.2. Efectos del Temple en aleaciones de aceros

Según la ASM Handbook (1991), Temple es el enfriamiento rápido del acero desde una temperatura elevada. En general, esto se logra sumergiendo la pieza en agua, aceite, sal o aplicando aire comprimido. Como resultado del temple, las partes deben desarrollar una microestructura aceptablemente dura (generalmente martensita), por lo que la resistencia y la dureza se elevan y la plasticidad se reduce.

Según investigaciones de Caballero (2010), la temperatura de calentamiento en este proceso para los aceros hipoeutectoides es de $Ac_3 + (30-50^\circ C)$. Con este calentamiento, la estructura ferrito-perlítica inicial se transforma en austenita y después del enfriamiento con velocidad mayor que la crítica se transforma en Martensita. Si este acero se calienta a temperaturas entre Ac_1 y Ac_3 , la estructura no se transforma totalmente en austenita, quedando parte de la ferrita sin transformar. Después del enfriamiento se obtiene Martensita + ferrita. Como la ferrita es blanda, la dureza total del acero templado se reduce.

También plantea Caballero (2010), que los aceros hipereutectoides se calientan a la temperatura $Ac_1 + (30-50^\circ C)$. Con este calentamiento, la estructura inicial de perlita + cementita no se transforma en austenita totalmente y después del enfriamiento rápido queda una parte de cementita secundaria no disuelta, por lo que la estructura final será cementita + Martensita. Al poseer la cementita mayor dureza que la Martensita, el acero tendrá alta dureza y elevada resistencia al desgaste.

La velocidad de calentamiento se determina en función de la composición química, de su estructura, de la configuración y complejidad de la pieza tratada y del intervalo de calentamiento, a fin de que no aparezcan tensiones internas como consecuencia de un calentamiento no uniforme de las piezas, que pueda conllevar a que surjan deformaciones y grietas en el material.

El tiempo de calentamiento y el tiempo de mantenimiento estarán en dependencia del espesor de las piezas, del medio de calentamiento empleado y de la velocidad de calentamiento. Mientras que los factores que se consideran en el temple son: el calentamiento, la temperatura de austenización, el tiempo de sostenimiento a la temperatura de austenización y el medio de enfriamiento.

1.6.2.1. Formas en que ocurre el proceso de enfriamiento

Plantea Caballero (2010), que los líquidos refrigerantes empleados para el temple suelen comportarse de dos formas diferentes. En unos casos pueden cambiar su estado físico en un intervalo de temperaturas, por ejemplo: a la temperatura de temple y a la temperatura del medio. En otros casos no cambian su estado físico en el intervalo de temperaturas en que se empleen.

Si el líquido refrigerante no cambia su estado físico durante el proceso de enfriamiento de la pieza, entonces este ocurre a gran velocidad a causa de la radiación hasta 600°C. A temperaturas inferiores, donde el enfriamiento ocurre por convección, la velocidad de enfriamiento disminuye (ver figura 1.3). Su temperatura de ebullición supera la de las piezas a enfriar. Estos medios enfriadores son los metales, las sales fundidas, el aire y el helio.

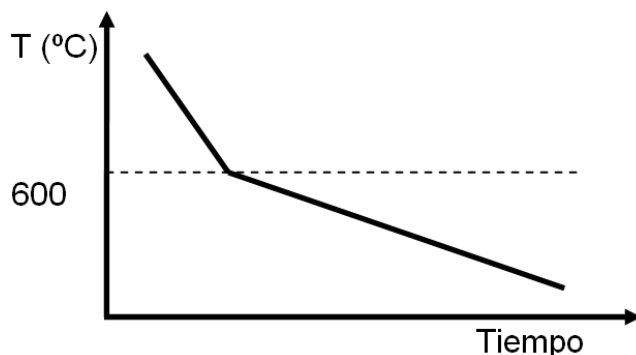


Figura 1.3. Curva de enfriamiento en el líquido que no cambia su estado físico.

Si el líquido enfriador cambia su estado físico, el proceso de enfriamiento puede dividirse en tres períodos.

Período de ebullición pelicular

Al sumergirse la pieza incandescente en el líquido enfriador, la temperatura baja bruscamente a causa de la absorción de calor para la formación de vapor. La camisa de

vapor envuelve uniformemente la pieza. El enfriamiento posterior ocurre lentamente, debido a que la película de vapor sobrecalentada posee baja conductividad calorífica.

Período de la ebullición de burbujas

Al alcanzarse la temperatura requerida para el líquido dado, la película de vapor se hace inestable y empieza a destruirse provocando con esto la ebullición del líquido en la superficie del metal. Como para esto se emplea mucho calor, el enfriamiento ocurre con velocidad máxima.

Período de enfriamiento por convección

La ebullición del líquido en la superficie de la pieza cesa cuando la temperatura de la superficie de esta se hace igual a la temperatura de ebullición de líquido enfriador o líquido de temple. En este período, el enfriamiento de la pieza ocurre a poca velocidad debido a la conducción del calor mediante la convección.

A este grupo pertenecen el agua, las soluciones acuosas de sales, el nitrógeno líquido, aceite, soluciones acuosas de emulsiones y otros, cuya temperatura de ebullición es a más baja que la de la pieza a enfriar.

1.6.2.2. Transformación martensítica

Plantea Guliáev (1977), que si la austenita se subenfriaba hasta temperatura en que la red γ , a pesar de la presencia de carbono disuelto en ella, es inestable, pero la velocidad de difusión del carbono, debido a las bajas temperaturas, es tan pequeña que no puede tenerse en cuenta, se efectúa la reestructuración de la red sin que precipite carbono según la fórmula siguiente: $Fe_{\gamma}(C) \rightarrow Fe_{\alpha}(C)$.

Esta transformación, por su mecanismo y por la naturaleza de los productos resultantes, difiere de la descomposición eutectoide de la austenita.

En la transformación austenito-perlítica el papel rector lo desempeña la difusión del carbono y dicha transformación debe llamarse difusiva.

En la transformación austenito-martensítica sólo ocurre una reestructuración de la red, sin que varíe la concentración de las fases que reaccionan. Esta transformación es sin difusión. La martensita en el acero es una solución sólida sobresaturada de carbono en

hierro α , cuya concentración es igual que la de la austenita inicial. Como la solubilidad del carbono en la fase α es solamente igual al 0,02 % o menos, la martensita es una solución sólida sobresaturada.

Como esta transformación es sin difusión, el carbono no precipita de la solución y en el proceso de la transformación solo se produce una reorganización de los átomos de hierro. En la austenita estaban dispuestos en forma de cubo centrado en las caras y durante la transformación toman la estructura de la red cúbica centrada en el cuerpo.

Para la martensita es también característica una microestructura especial. Los cristales de martensita son láminas) situadas paralelamente o que se cortan formando ángulos determinados de 60 y de 120 grados (figura 1.4).

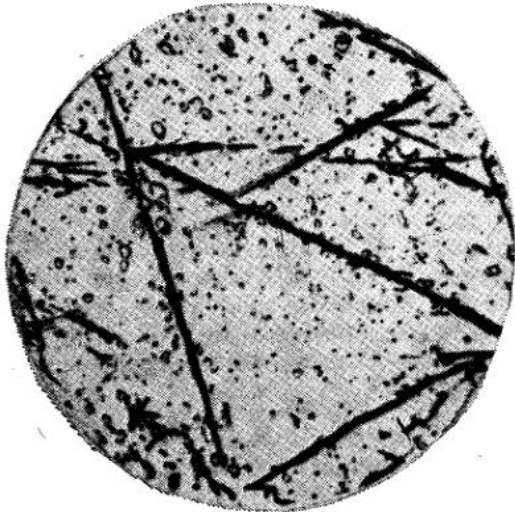


Figura 1.4. Agujas de martensita en austenita de grano muy grueso ($\times 500$). Fuente: Guliáev (1977).

La orientación de las láminas de martensita se debe a que esta solo puede formarse siguiendo determinados planos cristalográficos y direcciones en la austenita. Esta transformación orientada puede considerarse como el desplazamiento de cierto volumen de metal por un plano determinado, al mismo tiempo que se produce la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$. Esta transformación va acompañada de un considerable desplazamiento de los átomos del metal en el espacio, pero sin que intercambien los puestos y sin que varíe mucho la distancia entre ellos.

La transformación martensítica en los aceros es irreversible, puesto que se desarrolla en la dirección $Fe_{\gamma}(C) \rightarrow Fe_{\alpha}(C)$, pero no en la dirección contraria, siguiendo la misma cinética sin difusión. Además, en el acero, independiente de la temperatura, los cristales de martensita se forman en un intervalo de tiempo extraordinariamente corto (en un tiempo del orden de diezmillonésimas de segundo, es decir, desde el punto de vista práctico, instantáneamente).

Entonces, la transformación consiste en la formación instantánea, no de una lámina de martensita, sino de una porción de ellas (cada lámina se forma en un intervalo de tiempo de 1×10^{-7} s y toda la porción de láminas, compuesta de varios centenares o millares de cristales, en 1×10^{-8} s), después de lo cual se detiene. Al seguir el enfriamiento, la transformación se reanuda, formándose nuevas porciones de martensita y así sucesivamente.

1.6.3. Efectos del Revenido en aleaciones de aceros

Se conoce por Callister (2007, 2009) y Criado (2008), que la estructura martensítica obtenida por temple es muy dura y frágil. Mediante el revenido se consigue liberar el carbono retenido en los cristales de martensita, en forma de carburos de hierro esferoidizados (globulizados) y la aparición o liberación de ferrita. La temperatura de revenido y los tiempos utilizados, consiguen liberar más o menos carburo de hierro y ferrita, lo que va ablandando progresivamente la martensita y por tanto, disminuyendo su dureza y aumentando significativamente su tenacidad y resistencia al impacto, aun cuando se disminuye la dureza.

El revenido es el proceso de tratamiento térmico en que el acero templado se calienta hasta una temperatura no superior a Ac_1 , se mantiene a esa temperatura y se enfría habitualmente al aire. En el caso de aceros con tendencia a la fragilidad de revenido el enfriamiento debe ser en agua o aceite según sea su composición química.

Este tratamiento térmico se lleva a cabo para elevar la plasticidad, reducir o eliminar las tensiones internas, disminuir la fragilidad del acero templado, estabilizar la estructura y las dimensiones. Para realizarlo se emplean hornos eléctricos de cuba o pozo y baños de aceite o sales. Los hornos eléctricos deben tener un ventilador para hacer circular el aire caliente.

1.6.3.1. Tipos de revenido

El resultado de la microestructura y las propiedades que se obtiene por medio del revenido varía dependiendo del rango de temperatura, según el tipo de revenido que se aplique. Plantean Días del Castillo & Reyes (2012), que el rango de temperaturas de 200 a 450°C representa una zona divisoria entre aquellas aplicaciones que requieren dureza y aquellas que requieren tenacidad. Si la principal propiedad deseada es la dureza o resistencia al desgaste, la pieza se reviene a menos de 200°C. En estas condiciones los esfuerzos residuales se reducen notablemente cuando se alcanzan los 200°C.

Por otra parte, si se desea que la principal propiedad sea la tenacidad, la pieza se reviene con temperaturas superiores a 450°C, con lo que se logra prácticamente desaparecer los esfuerzos internos o residuales casi en su totalidad.

Revenido bajo: Se realiza calentando el acero templado hasta una temperatura inferior a 250°C, con un mantenimiento a esa temperatura y enfriamiento al aire. Se obtiene martensita de revenido y se alivian parcialmente las tensiones internas. Como resultado, el acero se hace menos frágil, conserva alta dureza y buena resistencia al desgaste (Caballero; 2010).

Se aplica a herramientas cortantes y las de medidas fabricadas de acero al carbono y de baja aleación, piezas de cojinetes de contacto rodante en las que los requisitos principales son gran dureza y alta resistencia al desgaste.

Revenido intermedio: Consiste en el calentamiento del metal de 350-500°C, permanencia a esa temperatura y enfriamiento al aire. Se obtiene estructura de Troostita revenida. El acero templado disminuye su dureza hasta 40-50 HRC, mientras que el límite elástico alcanza su valor máximo. Se aplica a resortes, ballestas y otros elementos elásticos.

Revenido alto (Revenido dúctil, Mejoramiento): El acero se calienta de 500-600°C, permanece un tiempo a esta temperatura y se enfría al aire para obtener sorbita revenida. Como resultado, la dureza del acero templado se reduce hasta 250-350 HB, la resistencia disminuye 1,5-2 veces, crece varias veces la resiliencia, la plasticidad y se eliminan por completo las tensiones internas.

A la combinación de temple + revenido alto se le llama Mejoramiento. Se aplica a aceros de construcción que contienen alrededor de 0,3 % de carbono.

1.6.3.2. Cambios microestructurales producidos durante el revenido

Por medio de Belzunce (2001) se conoce que durante el proceso de revenido ocurren cambios microestructurales o etapas debidos a reacciones en estado sólido. Dentro de las reacciones más importantes se encuentran las siguientes:

- a) Segregación de átomos de carbono
- b) Precipitación de carburos
- c) Descomposición de la austenita retenida
- d) Recuperación y recristalización de la matriz ferrítica y formación de cementita globular

No todas estas reacciones ocurren en los diferentes materiales tratados a la misma temperatura y en el mismo período de tiempo. Muchas de ellas suceden simultáneamente, esto determina que las microestructuras resultantes sean muy complejas.

a) Segregación de átomos de carbono

En la red cristalina martensítica de aceros de bajo carbono hay una alta densidad de dislocaciones. Los espacios intersticiales de esta red, cercanos a las dislocaciones proveen de sitios de menor energía para los átomos de carbono que la de posiciones intersticiales en la red normal. Así, cuando un acero martensítico de bajo carbono es revenido desde 25 a 100°C, los átomos de carbono se redistribuyen hacia estos sitios de menor energía. Gran parte de la redistribución de los átomos de C, se realiza durante el enfriamiento, en el intervalo de temperatura donde se forma la martensita.

Para aceros con alto contenido de C, la redistribución en este caso, ocurre por agrupación de precipitaciones. La fuerza impulsora de esta reacción es la disminución de la energía elástica total de la red cristalina. El número de sitios de dislocaciones de baja energía es mucho menor en aceros de alto carbono, esto determina que la segregación de carbono por este mecanismo sea muy reducida.

b) Precipitación de carburos

Para revenidos entre 250 y 700°C, precipita cementita (Fe_3C). En un comienzo y con revenidos a menores temperaturas (200 a 300°C), la cementita aparece en forma de agujas, en cambio, para revenidos a mayores temperaturas, entre 400 y 700°C, las partículas de cementita crecen por coalescencia y toman forma esférica. Si el tiempo de revenido se prolonga mucho los carburos crecen demasiado y se pierde completamente la dureza del temple, se obtiene de esta forma una matriz de ferrita con partículas gruesas de cementita, llamada esferoidita (ver figura 1.5).

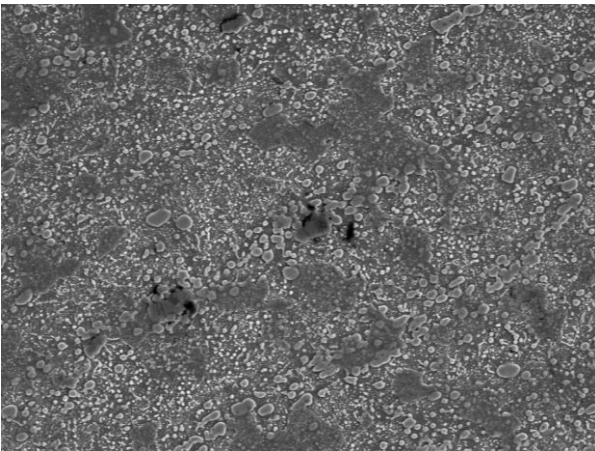


Figura 1.5. Carburos esferoidizados (globulizados) en bandas ($\times 1000$). Fuente: Criado (2008).

c) Descomposición de la austenita retenida

En aceros de más de 0,4 %C, al templar a temperatura ambiente queda austenita retenida, porque la temperatura de fin de transformación martensítica de estos aceros queda por debajo de la ambiente.

El revenido a temperaturas entre 200 y 300°C produce transformación de esta austenita en bainita. Esto explica el aumento de dureza en aceros de alto C para revenidos de baja temperatura, debido a que la bainita es más dura que la austenita. Sobre 350°C, la pérdida de dureza es causada también por un efecto de recristalización.

d) Recuperación y recristalización

Es difícil determinar cuándo comienza la recuperación de la estructura martensítica durante el revenido, pero se puede decir con certeza que es muy afectada sobre los

400°C. Durante la recuperación, los bordes de las celdas y las dislocaciones se aniquilan mutuamente al azar, desarrollándose una estructura de grano fino. Después de largo tiempo a temperaturas iguales o superiores a 600°C, la martensita ya recuperada recristaliza, produciendo una estructura ferrítica, en la cual, grandes partículas de Fe_3C se introducen en los bordes de grano o entre ellos.

e) Fragilización por Revenido

Durante el revenido se han observado dos variedades de fragilización. La primera es la Fragilización de una etapa. En esta, los mecanismos que causan la fragilización podrían ser causados por las impurezas del acero, puesto que no se produce en aleaciones puras de bajo carbono. Este tipo de fragilización afecta a aceros de baja aleación templados a martensita y luego revenidos en el intervalo de 250 a 350°C. Se caracteriza porque la dureza decrece continuamente y la resistencia al impacto pasa por un mínimo (justo a los 350°C), para luego aumentar. Además, la fragilización va acompañada de fractura predominantemente intergranular.

La segunda variedad es la Fragilización de dos etapas. Mientras la fragilización en una etapa ocurre en aceros martensíticos de alta resistencia, por ejemplo: AISI 4340 y AISI 4140, la fragilización en dos etapas ocurre en aceros con menores esfuerzos de fluencia. Es causada por revenidos a altas temperaturas, entre 600 y 700°C, seguidos de enfriamiento lento o cuando estos aceros trabajan permanentemente en el intervalo de 350 a 600°C. Esta fragilización se atribuye a la segregación de impurezas en los bordes de grano, la que genera una fractura frágil de tipo intergranular.

f) Endurecimiento secundario

Cuando se revienen aceros al carbono, se observa que si la temperatura a la cual se realiza este proceso es elevada entre 100 y 700°C, ocurre una disminución progresiva de la dureza que va acompañada con un incremento en la ductilidad.

La formación de cementita y su engrosamiento gradual en la matriz ferrítica son las causas principales de los cambios en las propiedades mecánicas. Por lo tanto, reemplazando la cementita por otros carburos más estables, como por ejemplo carburos de Molibdeno y/o Tungsteno, el ablandamiento observado en estos aceros puede reducirse significativamente y si se agregan cantidades suficientes de elementos

de aleación se producirá un incremento en la dureza en el intervalo de 500 a 650°C. Este reendurecimiento producto del revenido es llamado endurecimiento secundario.

1.7. Conclusiones

- En la obtención de bolas para molinos, son aspectos de suma importancia, el control de la austenita residual que se forma luego del tratamiento térmico y el estado interno de las bolas, a fin de evitar todo fenómeno de rotura, tanto en la capa exterior como en todo el volumen de la bola.
- En los tratamientos térmicos, el tiempo y la temperatura son dos factores de gran importancia que hay que fijar, de acuerdo con la composición del acero, la forma, el tamaño de las piezas y las propiedades que se desean obtener.
- Durante la recuperación de la estructura martensítica en el revenido, los bordes de las celdas y las dislocaciones se aniquilan mutuamente al azar, desarrollándose una estructura de grano fino. Después de largo tiempo, a temperaturas iguales o superiores a 600°C, la martensita ya recuperada recristaliza, produciendo una estructura ferrítica, en la cual, grandes partículas de Fe_3C se introducen en los bordes de grano o entre ellos.

CAPÍTULO 2.
MATERIALES Y MÉTODOS

CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Introducción

El estudio y análisis de los factores que influyen en el comportamiento de diversas aleaciones metálicas, se respalda por medio de experimentos característicos de la rama de la Ciencia de los Materiales (ASM Handbook, 1998), la que ha sido una fuente de vital importancia para darle solución a problemas y presunciones planteadas a través de los años.

A razón de esto, el presente capítulo tiene como **objetivo** establecer los procedimientos, métodos y los medios de ensayos para la determinación del comportamiento microestructural y metalográfico de las bolas estudiadas, antes y después de ser sometidas a tratamientos térmicos de normalizado, temple y revenido.

2.2. Proceso de colada de la aleación

Para realizar el proceso de colada de la aleación de acero 70XL, se empleó un horno de inducción con crisol de alta frecuencia, con capacidad de 1 t. Antes de preparar el horno para fundir, el crisol es revestido con materiales refractarios con base de cuarzo. La materia prima o materiales de carga utilizada en la fusión, se toma teniendo en cuenta la composición química a lograr en la aleación de las bolas. Se verificó que la carga estuviese limpia de grasa, suciedad y con un tamaño que no dañen el revestimiento del horno, por lo que se hizo necesario el empleo de una balanza digital de pesaje industrial.

El balance de metales (carga metálica), se efectúa en base a 100 kg. Luego para convertirla a la capacidad de trabajo del horno se multiplican los valores por 10 y se conforma la carga para una tonelada de metal líquido, que es la capacidad de trabajo del horno (1 tonelada).

Los resultados del balance determinaron como materiales fundamentales, tomando en consideración las materias primas existente en el taller de fundición los siguientes:

Materias primas

- Palanquilla (SAE 1025).
- Carbón Antracita.

- Ferro cromo 65 %
- Ferro Silicio 85 %
- Sínter de níquel 90%

Materiales auxiliares:

- Calcio Silicio
- Aluminio
- Formador de Escoria (Polvo de magnesita)

Se escoge el método de moldeo químico. Este es obtenido a partir de resinas de tipo Fenol-Formaldehido o ureaformaldehido modificadas con alcohol furfurílico (Salcines, 1985). La mezcla que se forma con los tres componentes (Arena, Resina y catalizador) endurece pasado un breve tiempo a temperatura ambiente, lográndose altos valores de resistencia en el molde (1-10 kgf/cm²). Los catalizadores tienen la importante función de acelerar las velocidades de polimerización.

El vertido a los moldes se realiza con sobrecalentamiento de la aleación, lo que favorece la fluidez y mejora la capacidad de llenado del molde, también se debe tener en cuenta que las altas temperaturas de vertido propician una mayor oxidación del metal y una mayor absorción de gases. A tales efectos, algunos autores (Goyos y Martínez, 1985; Titov, 1981; Jiménez ,1976) han establecido rangos de temperaturas para el vaciado del metal líquido de los hornos y la temperatura de vertido al molde, dependiendo de la composición química de la aleación y espesores de la pieza, así como el tiempo de solidificación o permanencia de la pieza en el molde para realizar su desmoldeo.

Se tiene en cuenta que la temperatura de vaciado del horno a la cubeta de colada es de 1500°C y la de vertido al molde es de 1460-1440°C, con un tiempo de permanencia para una total solidificación antes de ser desmoldeado de cinco horas.

2.3. Aplicación del tratamiento térmico

La utilización de tratamientos térmicos permite lograr las más variadas características en diversas aleaciones de acero. En consecuencia, dichos tratamientos tienen una importancia primordial en las distintas fases de fabricación de la industria moderna.

Teniendo en cuenta que el movimiento de los medios molidores, una vez en funcionamiento dentro del molino, puede describirse como colisión con rotura inducida, principalmente por impacto o como rodadura con rotura inducida, principalmente por aplastamiento y desgaste (King, 2001); que según Alcántara (2008) y Diez (2008), la fragmentación del mineral se produce a través de los procesos de presión, impacto y erosión de los materiales involucrados en el proceso, se afirma que los cuerpos molidores deben poseer elevada resistencia al impacto y a la abrasión.

Por esta razón, para el caso de las bolas de acero 70XL, empleadas por la industria cementera cubana en molinos de trituración de clínquer, se aplican tratamientos térmicos de normalizado, temple y revenido, a partir de las exigencias de la norma Gost 977-88, con relación a las propiedades mecánicas a obtener, a partir de las características de su explotación.

2.3.1. Selección del tratamiento térmico de Normalizado

El proceso de normalizado consiste en dos recristalizaciones por transformación de fase. Una primera recristalización se obtiene por la transformación de la ferrita y la cementita (perlita) en austenita y la segunda recristalización por la transformación de la austenita a ferrita y perlita. Cada transformación de fase provoca una recristalización y afinado de grano.

Para la selección de este tratamiento térmico, se tiene en cuenta que los elementos a tratar son de acero 70XL, que tienen una geometría redonda y un diámetro de 90 mm. Bajo estas condiciones, se coloca la carga de 130 bolas en el horno de tipo CWO16.1/10, previamente calentado de 830 a 850°C aproximadamente. Una vez dentro del horno, se sostiene por un tiempo de 1,50 h, lo cual es necesario para que se produzca la austenización de la microestructura, el homogenizado del tamaño de los granos, el alivio de las tensiones propias del proceso de fusión y comience la preparación para el endurecimiento del acero.

Una vez transcurrido este tiempo, se sacan las bolas del horno y se deja enfriar al aire. El incremento en la rapidez de enfriamiento por aire afecta en varias formas la transformación de la austenita. Debido al enfriamiento bajo condiciones fuera de equilibrio, las cantidades de ferrita y perlita proeutectoide o cementita y perlita proeutectoide que se obtendrá a temperatura ambiente, ya no serán las que se

obtienen a partir del diagrama de equilibrio, puesto que hay menos tiempo para la formación del constituyente proeutectoide (ferrita o cementita). En consecuencia, puesto que la aleación 70XL es hipoeutectoides, contendrán menos cantidad de ferrita proeutectoide.

En la figura 2.1 se muestra la rampa del ciclo térmico correspondiente al normalizado aplicado.

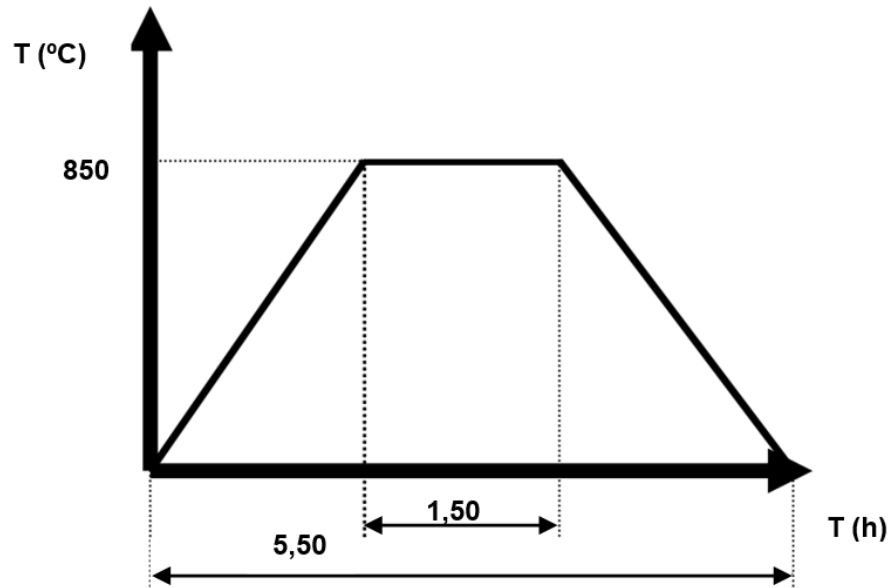


Figura 2.1. Rampa del ciclo térmico correspondiente al normalizado.

2.3.2. Selección del tratamiento térmico de Temple

El método de temple a aplicar se elige a partir del conocimiento de la composición química del acero a tratar y de la forma de la pieza entre otras cuestiones. Se escoge el método de temple ordinario o directo, puesto que este es un método sencillo y ampliamente usado para tratar el acero. Se realiza exponiendo la carga de acero de 80 bolas en un horno de tipo CW_uM-6,6/9M1T4, calentado con anterioridad hasta una temperatura de 820-850°C. Se mantiene en estas condiciones por un tiempo de 1,30 h, para luego aplicar un enfriamiento rápido en aceite, garantizando una transformación martensítica, de modo que se produzca un endurecimiento notable.

El proceso de enfriamiento se hace pasando por temperaturas inferiores a 727°C, en la que se produce la transformación eutectoide. La figura 2.2 muestra un esquema de este tratamiento.

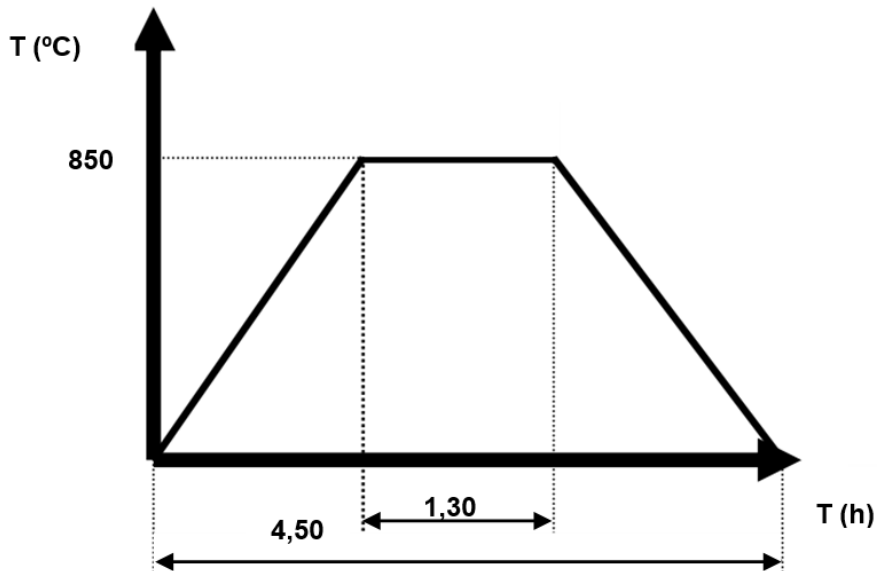


Figura 2.2. Rampa del ciclo térmico correspondiente al temple.

2.3.3. Selección del tratamiento térmico de Revenido

La martensita es metaestable con respecto al sistema de dos fases $\text{Fe}(\alpha)\text{-Fe}_3\text{C}$. Así, cuando se calienta una microestructura que contiene martensita, se comienza a formar Fe_3C . El exceso de energía libre asociado con el carbono atrapado en la estructura tetragonal centrada en el cuerpo (TCC) se reduce a medida que el carbono difunde y sale de esta estructura, formando la fase de carburos más estables.

El proceso por el que se forman precipitados de carburo en una matriz de martensita se llama revenido. En vista de que para esta transformación se requiere difusión, mientras mayores sean la temperatura y el tiempo de tratamiento, las partículas de cementita serán más gruesas. Como resultado, en el acero templado se logra una disminución de la dureza hasta 40-50 HRC, mientras que el límite elástico alcanza su valor máximo.

Con el fin de lograr en las bolas la dureza necesaria para ser sometida al proceso de trituración de clínquer en molinos de bolas, se escoge un revenido intermedio, a cuenta de cumplir lo exigido por la norma cubana NC-13-05-83. El mismo consiste en el calentamiento del metal de 300-400°C, una permanencia de 0,90 h a esa temperatura y un posterior enfriamiento al aire.

Con este proceso de revenido, en la aleación deben ocurrir cambios microestructurales o etapas debidos a reacciones en estado sólido. Entre estas están la segregación de

átomos de carbono, la precipitación de carburos, la descomposición de la austenita retenida y la recuperación y recristalización de la matriz ferrítica; con lo que la elevada dureza que aporta el temple con la formación de martensita, debe disminuir aproximadamente de 45 hasta 55 HRC.

2.4. Plan experimental para realizar los ensayos propuestos

Para el desarrollo del plan experimental, una vez obtenidas las bolas para molinos por el método de colada en moldes de resina autofraguante y aplicados los tratamientos térmicos de Normalizado, Temple y Revenido, se separan tres muestras que han sido sometidas a dicho proceso y otras tres sin la aplicación térmica.

Con cada una de las bolas tratadas y no tratadas se preparan mecánicamente las probetas con el objetivo de validar la hipótesis planteada, aplicando ensayos de composición química, observación microestructural y definición del porcentaje de microconstituyentes, además de comprobar la dureza.

2.5. Obtención y preparación mecánica de las probetas

Con la intención de lograr superficies planas con la menor deformación posible, las bolas se limpian en toda la superficie y se cortan en una máquina de corte de tipo CM 260, marca *echo RD*. La misma tiene cinco chorros de líquido refrigerante que garantizan una buena lubricación para evitar calentamiento y por consiguiente transformaciones microestructurales en las superficies de contacto.

Bajo las condiciones antes mencionadas se confeccionan seis probetas, tres tratadas térmicamente e igual número sin la aplicación de los procesos térmicos ya mencionados, para verificar el comportamiento metalúrgico por medio de los exámenes mecánicos y microestructurales, bajo las normas ASTM E 646-00 y ASTM E 3-95.

2.5.1. Encapsulado de las muestras para la observación microestructural

Antes de someter los elementos tratados a los procesos de desbaste y pulido, es necesario montar las muestras en un soporte (encapsulado) que garantice estabilidad durante los ensayos y por consiguiente un mejor manejo de estas (ver figura 2.3). Con esto se consigue un mayor control de los resultados. Esta operación se realiza por medio de una máquina de encapsular de marca *echo RD*, de tipo MP 350 A. Para esto

se emplea resina fenólica negra con una temperatura de fusión de 150-170°C durante un tiempo de 6-8 minutos, para luego enfriarse en el molde hasta los 60°C.

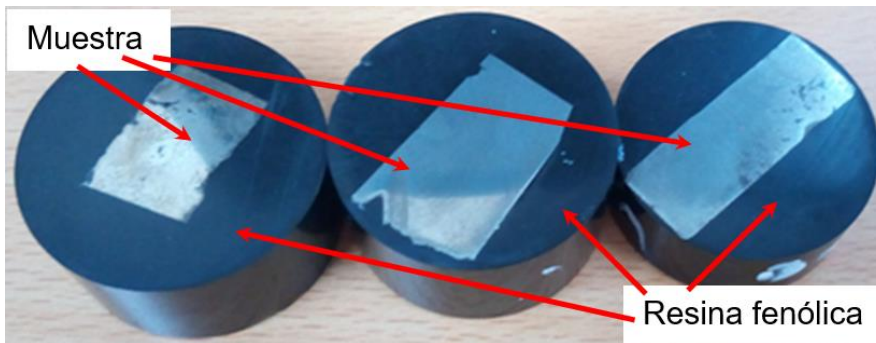


Figura 2.3. Muestras encapsuladas para el análisis metalográfico.

2.6. Ensayo de la composición química de la aleación

La designación del acero 70XL está dada por la norma Gost, de origen ruso. Tiene un equivalente en las normas *American Iron and Steel Institute* (AISI) y *Society of Automotive Engineers* (SAE). Según estas, su denominación es acero AISI 8660 y su composición química estándar se muestra en la tabla 2.1.

Tabla 2.1. Composición química estándar de la aleación AISI 8660, en %. Fuente: Tabla de aceros AISI-SAE

C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo
0,55-0,65	0,75-1,0	0,04	0,04	0,20-0,35	0,40-0,60	0,40-0,70	0,15-0,25

El acero AISI-SAE 8660 (70XL) es de baja aleación, formulado para la formación primaria en productos forjados. Sus propiedades son aptas para la condición de trabajo en frío (endurecido por deformación). Posee una ductilidad moderadamente baja entre los aceros.

El análisis de la composición química de las aleaciones de bolas, para verificarlas con los estándares y establecer su correspondencia, se realiza con un espectrómetro cuántico de masa con atmósfera de argón, del tipo OBLF, marca Gs 1000-II, ubicado en el Laboratorio de Análisis Químico del Taller 08 (Fundición) de la Empresa Mecánica del Níquel (EMNi) de Moa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”. Se ensayan las muestras de la aleación, para lo que se someten a tres momentos de chispas y se obtiene un promedio individual de los diferentes elementos que integran la aleación.

Antes de verificar los componentes de aleación de las muestras, estas se limpian de óxidos y grasas en una muela abrasiva y luego sobre una lija rotatoria.

2.7. Preparación metalográfica de las muestras

En la investigación, las muestras son previamente procesadas (pulidas hasta obtener un brillo espejo en la superficie) para obtener resultados confiables en la observación microscópica. Con este fin, se realiza un conjunto de operaciones que permiten lograr la calidad superficial deseada. Se recogen las siguientes acciones: desbaste, pulido, desengrasado, lavado y ataque químico.

El desbaste y pulido de las probetas se realiza bajo la norma ASTM E3-11, por medio de una pulidora metalográfica *echo LAB*, de tipo PM 52 D. Se emplea un disco giratorio cubierto con papeles abrasivos de diversas granulometrías, yendo de la más gruesa a la más fina (180, 240, 600, 800 y 1200). Encima del disco se colocan las probetas y se alterna su sentido en 90°, para eliminar la capa de material distorsionado. Se tiene en cuenta no aplicar una fuerza excesiva, para evitar introducir defectos por deformaciones, rayas, arranques de material, elementos extraños, bordes redondeados o daños térmicos.

Para el acabado final del proceso, se utiliza un paño de fieltro grueso y se utiliza polvo de diamante como sustancia abrasiva. Una vez pulidas las probetas, se lavan con agua destilada, se secan con papel de fieltro y finalmente se vuelven a lavar con etanol para evitar cualquier vestigio de grasa y pastas de pulir.

El ataque químico se realiza por medio de técnica manual por inmersión durante 15 segundos aproximadamente. Una vez atacadas, se limpian nuevamente con agua destilada, se sumergen en alcohol etílico durante unos segundos y finalmente se secan, lo que elimina las impurezas y la humedad.

El reactivo a utilizar es el Nital, con 5 mL de ácido nítrico y 95 mL de alcohol etílico, recomendado por ASM Handbook (1992) para aceros al carbono, aceros aleados y fundición gris. Esta sustancia oscurece la perlita y da contraste entre sus colonias por lo que revela sus fronteras, pudiéndose diferenciar los diferentes microconstituyentes.

2.8. Examen microestructural y del porcentaje de microconstituyentes

Para la presente investigación, el examen metalográfico se realiza a través de un microscopio óptico binocular, marca echoLAB, empleando aumentos de 400x (50 μ m), como se muestra en la figura 2.4. El microscopio óptico está ubicado en el laboratorio de Materiales de la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, de Moa, está dotado de una cámara instalada mediante un hardware que refleja la imagen metalográfica en la pantalla de la computadora.

El examen microscópico aporta información importante sobre la constitución del material en estudio, a través de determinar características tales como forma, tamaño y distribución de los granos, inclusiones, estructura metalográfica, además de sugerir los diversos procesos térmicos y mecánico por los que ha transitado el material analizado.

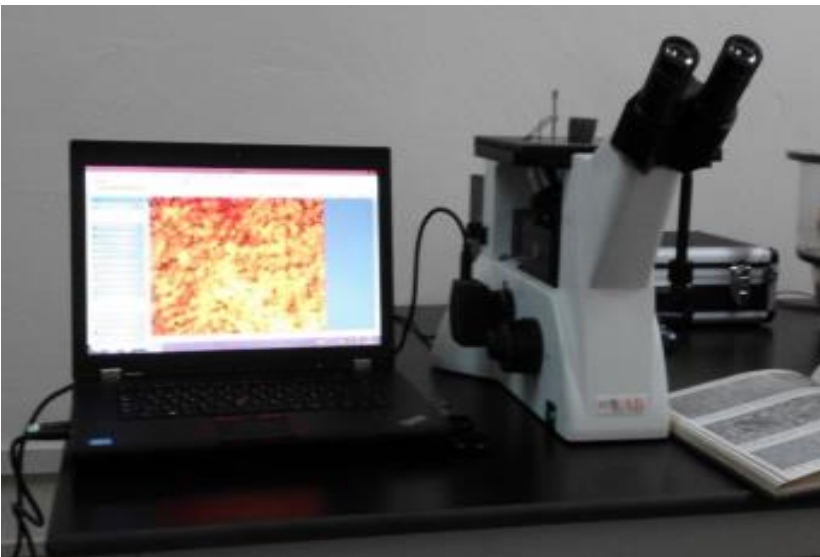


Figura 2.4. Microscopio óptico binocular con cámara instalada.

Para el análisis microestructural, en la presente investigación se toma como referencia una imagen metalográfica o muestra patrón de un acero hipoeutectoide de baja aleación (figura 2.5) en bruto de colada, observado con un aumento de x100, con el objetivo de establecer similitudes entre esta y la estructura interna obtenida en el ensayo correspondiente. Se observa la presencia de ferrita y perlita. Esta estructura es típica de los aceros fundidos.



Figura 2.5. Muestra patrón de un acero hipoeutectoide.

El porcentaje de microconstituyentes fue determinado a partir de un hardware de análisis de microestructuras instalado al microscopio óptico. Este tipo de microscopio funciona básicamente por medio de la combinación entre el sistema óptico y la iluminación. En este ensayo los granos van a presentar colores diferentes, lo que indica que poseen una estructura interna distinta. Los átomos en los límites de grano son más reactivos durante el ataque químico y se disuelven en mayor cantidad que el grano mismo, por ello la reflexividad cambia y se acrecienta su visibilidad.

2.9. Evaluación de la dureza

Cuando se estudian aleaciones metálicas, es muy importante el empleo de métodos de evaluación que permitan conocer en breve tiempo algunas de las características más importantes de las aleaciones. Los métodos de ensayos no destructivos de dureza son ideales para estimar comportamientos mecánicos en las aleaciones (Gresesqui, 2018).

La verificación de la dureza superficial es uno de los ensayos no destructivos más conocidos y utilizados. Con el uso de este método se caracterizan piezas ya elaboradas de forma rápida, siendo este aspecto uno de los parámetros que más influye en el comportamiento de los materiales. Se admite que es el más relevante en cuanto a la influencia en la resistencia al desgaste abrasivo, adhesivo y a la fatiga por contacto superficial (Alcántara *et al*, 2009).

Los ensayos de dureza se realizan en cinco puntos de la cara superficial de las probetas tratadas y no tratadas térmicamente (figura 2.6), con el empleo de un

durómetro digital modelo HRS-ISO (Digital Rockwell Hardness Tester), especialmente diseñado para medir dureza superficial en aleaciones metálicas. Utiliza como penetrador un cono de diamante con un ángulo de 136° y expresa los valores en HRC. La carga aplicada es de 1471 N en un tiempo de 15 segundos.

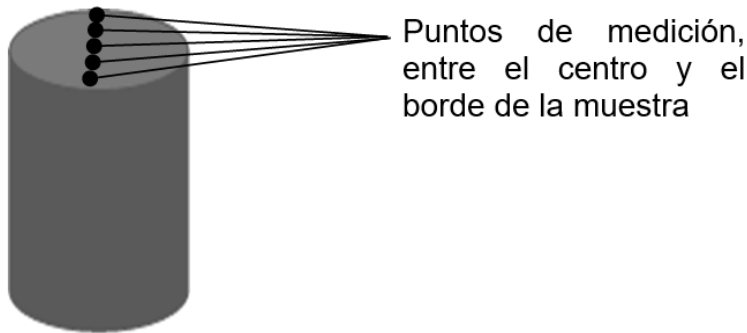


Figura 2.6. Zonas para la medición de dureza y microestructural.

La superficie de la probeta se prepara de la misma manera que para el análisis microestructural (desbaste y pulido), para lograr que esta quede lisa, seca, libre de grasa, polvo y en posición horizontal, evitando desplazamientos del indentador y por tanto resultados erróneos.

Cuando se conocen los valores de la dureza obtenidos en cada una de las mediciones, se calcula el promedio (Media) de estas, de forma individual a través de la expresión de cálculo 2.1, estando al tanto de la cantidad de huellas realizadas en el experimento.

$$Media = \frac{\sum X_i}{n} = \frac{\sum_{i=1}^n HRC_i}{n} \quad 2.1$$

Aquí, X_i es el valor de i medición; HRC representa el valor de dureza en kgf/mm^2 y n el número de mediciones realizadas.

2.10. Evaluación de la dureza volumétrica

La medición de la dureza volumétrica, es el criterio más utilizado a nivel internacional para caracterizar la dureza de las bolas en todo su contorno. Es una de las propiedades fundamentales que deben poseer las bolas fundidas según la (NC-13-05-83), para ser utilizadas en la molienda del clínquer de cemento. La dureza en las bolas debe disminuir desde la superficie hasta el centro, según criterios de algunos fabricantes internacionales como FORDOCA y DELTA INDUSTRIAL S.A. Se considera que el

centro es una bola con un diámetro que representa el 20 % del diámetro nominal de ella.

El ensayo de dureza volumétrica se realiza en bolas tratadas térmicamente y cortadas al centro (semiesfera), pues es luego de los tratamientos térmicos que sus propiedades mecánicas para la trituración de materiales dentro del molino quedan estabilizadas. Se comienza la evaluación indentando una bola desde la superficie hasta llegar al centro, compartiendo el área de las bolas en diez puntos de muestreo (figura 2.7), luego se promedian los valores obtenidos y se obtiene los resultados.

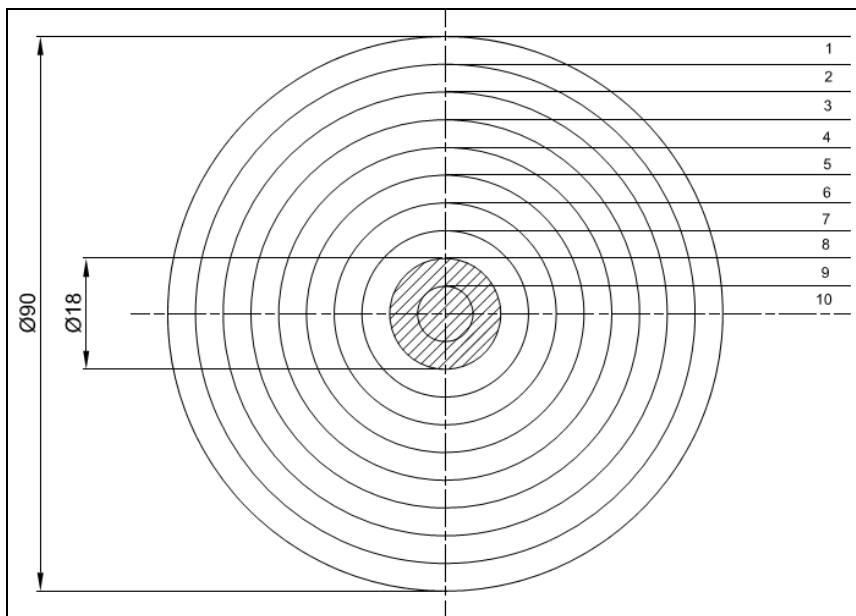


Figura 2.7. Puntos de muestreo para realizar el ensayo de dureza volumétrica.

2.11. Conclusiones del capítulo 2

- Quedaron establecidos los procedimientos, métodos y los medios de ensayo que permitirán determinar de comportamiento microestructural de las bolas estudiadas, antes y después de ser sometidas a tratamientos térmicos de normalizado, temple y revenido.
- Se obtubieron las bolas por el método de colada en moldes de arena arcilla, teniendo en cuenta que la temperatura de vaciado del horno a la cubeta de colada es de 1500°C y la de vertido al molde es de $1460\text{-}1440^{\circ}\text{C}$, con un tiempo de permanencia para una total solidificación antes de ser desmoldeado de cinco horas.

- A partir de las características de explotación de las bolas y las exigencias de la norma Gost 977-88, se aplican tratamientos térmicos de normalizado, temple y revenido, con relación a las propiedades mecánicas a obtener.

CAPÍTULO 3.
ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción

Los resultados del comportamiento físico-metalúrgico de la aleación objeto de estudio se exponen en el presente capítulo. Se plasman criterios que respaldan las teorías de la hipótesis planteada, como resultado del procesamiento y análisis de la información obtenida a través del desarrollo de los experimentos. Se tiene como objetivo realizar la valoración crítica de los resultados y a través de ella, la explicación de los fundamentos científicos que dan solución al problema planteado a partir de la interpretación de las regularidades observadas.

3.2. Análisis de la composición química obtenida

En la tabla 3.1 se reporta el promedio de tres mediciones de composición química en cada muestra. Las cantidades de los elementos que participan en la composición de la aleación se encuentran dentro del rango permisible por los estándares establecidos (NC-13-05-83), por lo que se confirma que la aleación ensayada es el acero 70XL (AISI 8660). Se puede observar que los elementos más representativos en la aleación lo constituyen el Mn (0,7 %), el Cr (0,8 %), el Ni (0,6 %) y el Fe (96,3 %). La gran diferencia en la cuantía de este último con respecto al resto de los elementos, es que el mismo representa junto con el carbono la base de las aleaciones de acero.

Tabla 3.1. Composición química del acero 70XL, en % (AISI 8660)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Fe
0,588	0,368	0,736	0,0132	0,0382	0,8841	0,019	0,6541	0,2631	96,356

El níquel (Ni) normalmente aparece disuelto en la ferrita (formando soluciones sólidas de sustitución), dado que su solubilidad en la cementita o su tendencia a formar carburos es muy baja. El efecto principal que origina la entrada en solución sólida de otros elementos en la ferrita es la distorsión de su red cristalina (diferente tamaño atómico), que a su vez produce el endurecimiento de la ferrita. El endurecimiento es notablemente mayor en las soluciones sólidas de inserción que en las de sustitución.

El manganeso (Mn) y el cromo (Cr) aparecen disueltos y también forman carburos estables (generalmente más estables que la cementita), aunque si están presentes en

bajas concentraciones, entran en solución tanto en la cementita como en la ferrita. El manganeso no forma carburos, sino que aparece disuelto en la cementita.

El acero 70XL es de medio contenido de carbono por contener 0,5 % de este elemento. Según su posición en el diagrama Fe-C, es de tipo hipoeutectoide. Se considera como bajo aleado al cromo y es utilizado en resortes, herramientas manuales, además de partes y piezas en los que se requiere de elevada dureza y resistencia al desgaste; propiedades estas que se logran con la inclusión en la composición química de los elementos más representativos mencionados anteriormente. Con este fin se les aplica tratamientos térmicos. Se presupone que su estructura es de ferrita y perlita.

3.3. Análisis microestructural de las muestras en bruto de colada

Con el fin de determinar la forma, tamaño y distribución de las diversas microestructuras presentes en la aleación objeto de estudio, se realizó el análisis microestructural a la aleación de las bolas preparadas mecánicamente.

En la figura 3.1 se observa la microestructura correspondiente a la muestra de acero 70XL (AISI 8660) en bruto de colada. Se deja ver que existe la presencia de ferrita y cementita. La primera es la solución sólida de inserción del carbono en el hierro. Se forma producto del proceso difusivo en la obtención de la aleación, donde provoca esta aparición el carbono como elemento alfégeno. La ferrita, al igual que el hierro α , es magnética por debajo de 770°C. Se trata del constituyente más blando de los aceros, debido en este caso a su bajo contenido en carbono. Tiene una dureza de 90 HB y una resistencia mecánica de 300 MPa.

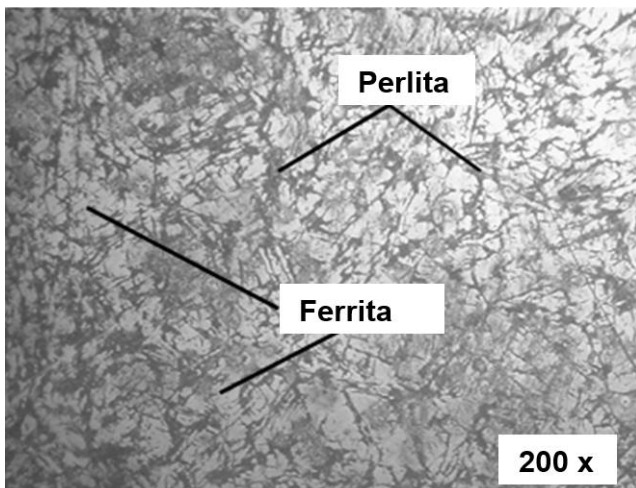


Figura 3.1. Microestructura del acero 70XL (AISI 8660) sin tratamiento térmico.

3.4. Análisis microestructural de las muestras tratadas térmicamente

En el curso del tratamiento de revenido, la martensita lograda por medio del temple y que es una solución sólida sobresaturada de carbono en una red de hierro, pierde carbono que precipita en forma de carburos. El resultado final del tratamiento de temple más revenido (denominado conjuntamente bonificado) para la aleación de 0,5 % C, es la transformación eutectoide a los 727°C, en la obtención de una matriz de ferrita con una fina y bien distribuida dispersión de carburos diversos. Al mismo tiempo, este cambio microestructural, asociado a una contracción dimensional, va unido a un fuerte aumento de la tenacidad del producto a costa de una pérdida de dureza.

La microestructura mostrada en la imagen de la figura 3.2, muestra la presencia de martensita de grano fino, austenita retenida y carburos de hierro globulizados. La austenita se puede descomponer y formar dos microestructuras diferentes (perlita y vainita), que dependen de la temperatura de transformación y de la cinética de nucleación y crecimiento correspondientes. Sin embargo, producto del contenido de carbono de la aleación y del brusco enfriamiento en aceite, se lleva a cabo una clase distinta de cambio de fase atérmica o sin difusión, llamada martensita.

La aparición de carburos de hierro esferoidizados, se debe a la liberación de carbono retenido en los cristales de martensita durante el revenido; lo que va a ablandando progresivamente la martensita, disminuyendo su dureza y aumentando su tenacidad.

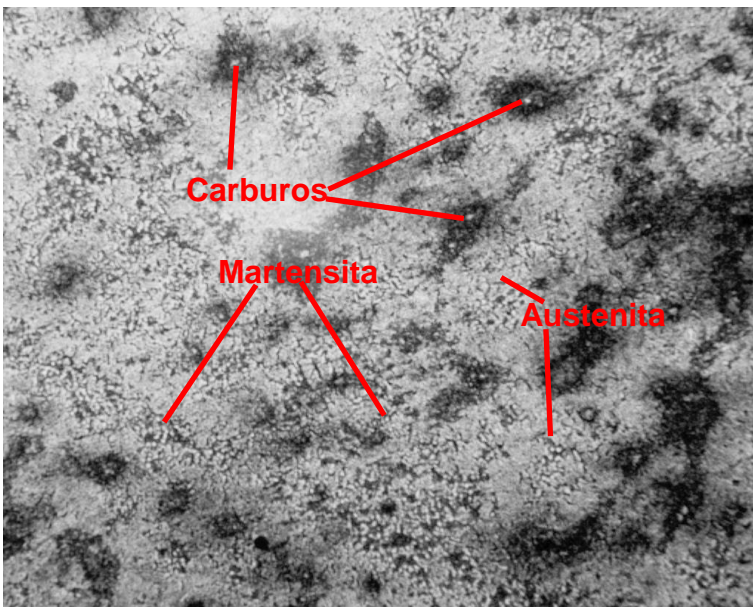


Figura 3.2. Microestructura del acero 70XL (AISI 8660) con tratamiento térmico.

A diferencia de la microestructura sin tratamiento térmico, el efecto de la disminución del tamaño de los granos es por el efecto de la acritud. Luego del tratamiento aplicado a las muestras, la aparición de la martensita es producida por el exceso de carbono sobre el límite de la solubilidad de la austenita. Este microconstituyente, por ser un compuesto duro y frágil, le infiere a la aleación elevada dureza, la cual puede ser hasta de 68 HRC.

3.4.1. Análisis del porcentaje de microconstituyentes

En las microestructuras de los aceros, es posible determinar los porcentajes de las diferentes fases o mezcla de fases presentes y que son observadas con el empleo del microscopio. Los granos o cristales son los que determinan el comportamiento de las propiedades físico-metalúrgicas de las aleaciones, puesto que existe una relación directa entre microestructura y comportamiento mecánico (Albertin *et al.*, 2008).

En materiales aleados, en ocasiones se muestran otras fases entre las que se encuentran carburos y nitruros que varían positiva o negativamente las características esperadas de la aleación en estudio.

En la figura 3.3 a), se muestra la microestructura lograda y en la 3.3 b) una representación en colores de esta, con la que mediante un software informático se detectó el porcentaje de microconstituyentes presentes en la probeta, mostrado en un gráfico de pastel en la figura 3.4.

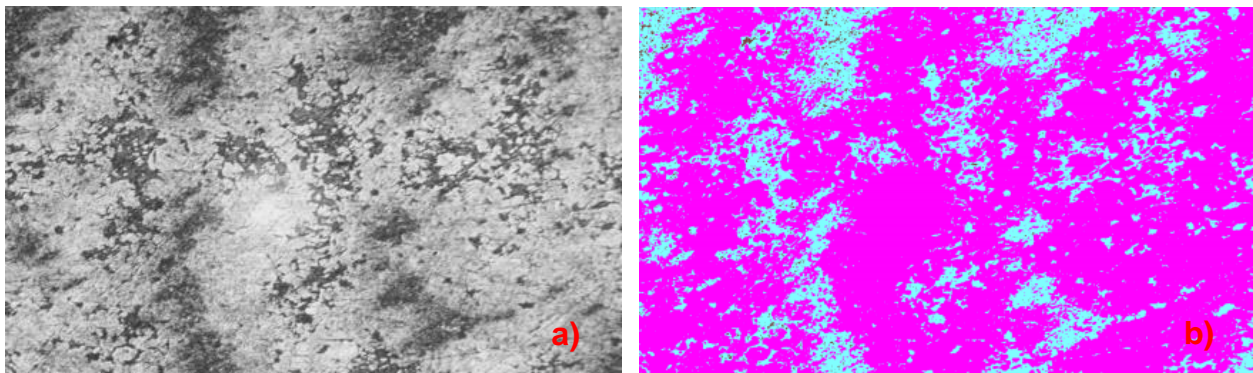


Figura 3.3. Representación en colores de la microestructura lograda.

La austenita es el constituyente más denso de los aceros y está formado por una solución sólida por inserción de carbono en hierro gamma. No es estable a la temperatura ambiente y está formada por cristales cúbicos centrados en las caras, con

una dureza de 300 Brinell, una resistencia a la tracción de 100 kg/mm² y un alargamiento del 30 %.

Los carburos de hierro se consideran como el microconstituyente que más dureza aporta a la aleación estudiada, sin despreciar la martensita y la austenita, que como se manifestó anteriormente, en esta última, el elemento níquel forma soluciones sólidas de sustitución, ocasionando un notable endurecimiento.

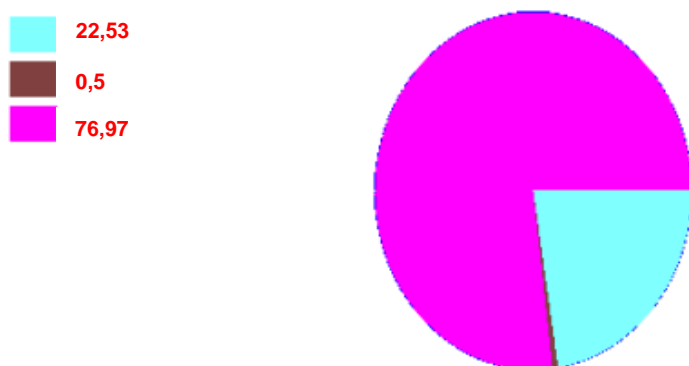


Figura 3.4. Distribución de las fases y por ciento de microconstituyentes.

Los datos de los porcentajes de las fases detectadas, en conjunto con el área que ocupan, se muestran en la tabla 3.2. Los mismos están en correspondencia con el análisis microestructural realizado.

Tabla 3.2. Datos de las fases de los microconstituyentes para la muestra

Datos de la fase		
Microconstituyentes	Área μm^2	Área (%)
Austenita	189651	22,53
Carburos	4177	0,5
Martensita	647900	76,97

3.5. Análisis de la dureza de las muestras

Con el objetivo de comprobar una de las propiedades mecánicas que deben poseer las bolas para la molienda del clínquer en las cementeras, se realizaron los ensayos de dureza a las muestras obtenidas, antes y después de la aplicación del tratamiento térmico.

Esta verificación de la dureza se realizó en cinco puntos diferentes de cada una de las probetas, obteniéndose los resultados que se muestran en la Tabla 3.4.

Tabla 3.4. Valores de dureza para el acero 70XL (AISI 8660)

Probetas	Número de ensayo					Promedio
	1	2	3	4	5	
	Valores de dureza en HRC					
70XL (TT)	57,2	59,7	59,1	59,7	58,5	58,84
70XL	41,4	40,3	39,5	41,7	39,2	40,42

La representatividad y el promedio de los resultados logrados en el ensayo se verifica considerando la ecuación 2.13, expuesta anteriormente. En función de esto, a través de Calero (1976), se comprueba la eficacia el tamaño escogido de la muestra para que los resultados sean representativos del proceso objeto de estudio. Se tiene en cuenta el logro de un compromiso entre mayor representatividad, menor costo y mayor productividad, para que el muestreo sea eficiente.

La mayor dureza de la aleación tratada térmicamente (TT) se debe a lo planteado con anterioridad. La microestructura de esta ha sido expuesta a tratamientos térmicos de normalizado, temple y revenido. Ha pasado por una recristalización en la que logró una estructura de tipo martensítica (microconstituyente más duro en aleaciones metálicas) a 840°C, por un tiempo de 1,30 h., con lo que se estima una dureza aproximada de 65 HRC; para luego recristalizar transformando su microestructura.

3.6. Resultados de los ensayos de dureza volumétrica

La comprobación de la dureza volumétrica se realizó en las bolas tratadas térmicamente, como se explicó dentro de los materiales y métodos, haciendo mediciones de dureza en 10 puntos de la bola, desde la superficie hasta el centro. Los valores alcanzados y el promedio se muestran en la tabla 3.5.

Tabla. 3.5. Dureza volumétrica de las bolas de acero 70XL tratada térmicamente

Zona	1	2	3	4	5	6	7	8	9	Promedio
Dureza de la zona (HRC)	58,9	58,7	58	56,6	56,4	54,2	53,8	53	52,2	55,32

El valor promedio de 55,32 HRC obtenido, está incluido en el rango de valores de la norma Gost, que adoptan empresas como MAGOTTEAUX, FORDOCA y DELTA INDUSTRIA S.A. y que actualmente están logrando en la Empresa Mecánica del Níquel de Moa. Para esta norma, el rango de la dureza en los aceros destinados a las bolas, es de HRC 50-63.

La figura 3.5 muestra, a través de un gráfico de dispersión con líneas suavizadas y marcadores, la representación del proceder de la dureza volumétrica por zonas de la bola. Se observa que existe un decrecimiento marcado de la dureza de la bola desde la superficie hasta el centro; esto ocurre como consecuencia de la extracción del calor durante el enfriamiento en el tratamiento térmico, siendo el centro de la bola la última parte en enfriarse.

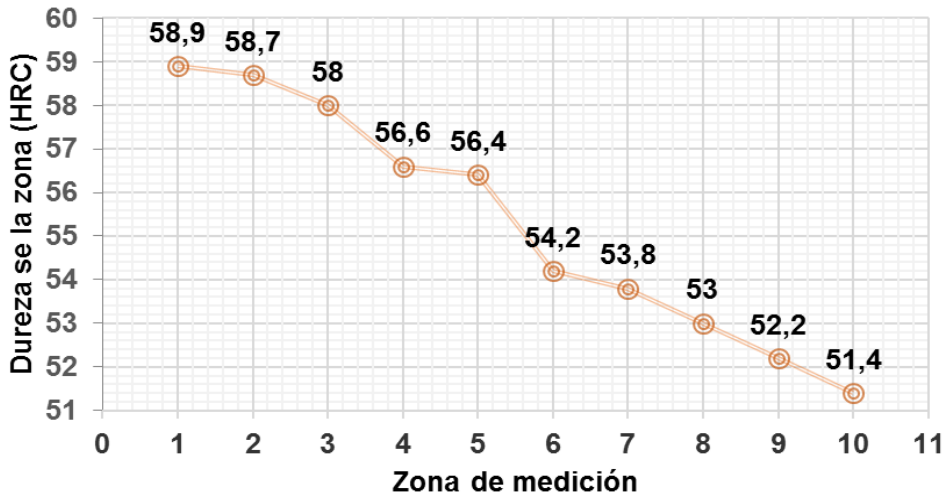


Figura 3.5. Comportamiento de la dureza volumétrica por zonas de la bola.

3.7. Organización y control del proceso de tratamiento térmico

La elaboración de una pieza cumpliendo con las exigencias técnicas requeridas, conlleva un grupo de procesos tecnológicos en un orden específico, siendo el tratamiento térmico uno de los fundamentales. El proceso de TT incluye una serie de operaciones que se inician con la selección adecuada del material y la realización correcta de los procesos térmicos o termoquímicos y concluyen con un control efectivo de las propiedades obtenidas para garantizar las exigencias técnicas finales.

El proyecto mejor diseñado puede fallar debido a la aplicación inadecuada del tratamiento térmico. Es imprescindible el control técnico rígido de cada uno de los aspectos y parámetros del proceso, de los equipos e instalaciones empleadas, las operaciones y la clasificación del material utilizado para evitar producciones inservibles. Para prever las deficiencias hay que controlar el proceso realizando las siguientes operaciones: Inspección del material recibido, Control del proceso productivo y Control de la calidad del producto terminado.

Inspección del material recibido: La inspección del material recibido se realiza mediante el análisis de la composición química, el análisis de la microestructura, la determinación del tamaño del grano y la determinación de la templabilidad. De todos estos, el análisis químico es indispensable para todos los materiales. El resto dependerá de las exigencias de calidad del material recibido y de la importancia de la producción.

Cuando la fábrica productiva responde por la calidad de los materiales recibidos no es necesario analizarlos todos, pero no se deben mezclar los lotes. Si se realizan análisis, los mismos deberán estar acorde a las normas establecidas. En el análisis químico no hace falta determinar todos los elementos, sino los principales que influyen en las propiedades del material. Si es necesario, pueden realizarse análisis microestructurales y determinar inclusiones, forma de la perlita, entre otros. El tamaño del grano se analiza con un microscopio óptico comparándolo con patrones establecidos en las normas vigentes. El análisis de la templabilidad es un factor tecnológico importante para conocer si el material cumple o no con lo requerido.

Control del proceso productivo: Durante el proceso de producción se controla la temperatura del proceso, los tiempos de calentamiento, el tiempo de permanencia y las velocidades de calentamiento estado de los baños de tratamiento o enfriamiento Espesor de la capa descarbonada y otros. El más importante es la temperatura del proceso que se controla con termopares o pirómetros. En los hornos eléctricos se utilizan termopares, en los baños de sales se emplean pirómetros de radiación, aunque su lectura es 30-50°C inferior a la real debido a los vapores que se desprenden del baño y que absorben parte del calor radiante. Para evitarlo, debe emplearse aire comprimido para evacuar los gases que despiden del baño.

Los hornos modernos presentan dispositivos que controlan la velocidad de calentamiento y permiten mantener un rango de valores de temperatura de calentamiento entre ciertos límites. Debe garantizarse su funcionamiento en procesos de atmósfera controlada o de cementación hay que controlar el flujo de gases por medio de equipos especiales llamados flujómetros.

Control de calidad del producto terminado: Esta es la fase más importante del control, ya que permite determinar si los elementos o piezas tratadas cumplieron las

exigencias requeridas. Esas exigencias están dadas por las normas para diferentes elementos, los requisitos técnicos de la planta de producción y los dibujos y esquemas. De acuerdo con estas exigencias las piezas serán sometidas a ensayos de dureza, de evaluación de las propiedades mecánicas (tracción, compresión, dobléz), comprobación de propiedades físicas, ensayo de capa en procesos termoquímicos, inspecciones visuales para hallar defectos superficiales como grietas, distorsiones y otros, además de las inspecciones por métodos magnéticos y de ultrasonido para detectar defectos no visibles.

Hay diferentes tipos de inspección de los productos terminados. Se utiliza la inspección unitaria y por muestreo. La inspección unitaria se emplea durante la producción de artículos de gran valor o de piezas de gran responsabilidad. En la inspección por muestreo, se toman al azar 3-5 % de un lote de piezas, se ensayan y los resultados representan los del lote. A veces se ensaya el 2-10% de piezas en dependencia del total producido este método se emplea para piezas poco importantes producidas en serie. Cuando el resultado obtenido en las piezas ensayadas no es satisfactorio pueden tomarse diferentes medidas, como ensayar nuevamente doble número de piezas. Si el resultado es negativo, se devuelve todo el lote a producción para que se corrija el defecto. La corrección se hará mediante un nuevo tratamiento térmico. De no ser posible, se rechazará el lote, se inspecciona cada una de las piezas del lote y se toma después alguna de las decisiones anteriores.

3.8. Conclusiones del capítulo

- Al determinar los elementos químicos de la aleación objeto de estudio se determinó que el acero 70XL es de medio contenido de carbono, de tipo hipoeutectoide y bajo aleado al cromo.
- Después de aplicados los tratamientos térmicos de normalizado, temple y revenido a la aleación, obtiene presencia de martensita de grano fino, austenita retenida y carburos de hierro globulizados.
- La mayor dureza de la aleación tratada térmicamente (TT), se debe a los procesos de recristalización en el proceso de tratamiento térmico. Con lo que se eleva la dureza de 40,42 a 58,84 HRC.

CONCLUSIONES GENERALES

- Al comprobar el comportamiento de las propiedades mecánicas de la aleación de acero 70XL, se mostró que en estado bruto de colada presenta una dureza de 40,42 HRC, la cual aumenta hasta 58,84 HRC luego del tratamiento térmico, siendo de 55,32 HRC la dureza volumétrica.
- La microestructura de la aleación en bruto de colada deja ver que existe la presencia de ferrita y cementita. Mientras que cuando se le aplican los tratamientos térmicos cambian a martensita de grano fino, austenita retenida y carburos de hierro globulizados, lo que contrasta con el aumento de la dureza mostrado.
- Conociendo que la fragmentación del mineral, se produce a través de los procesos de presión, impacto y erosión de los materiales involucrados en el proceso, se afirma que la microestructura de martensita de grano fino, austenita retenida y carburos de hierro globulizados, conjugada con la dureza superficial y volumétrica comprobada, son adecuadas para el trabajo de las bolas como elemento molturador dentro del molino.

RECOMENDACIONES

- Realizar una prueba de desgaste gravimétrico para comprobar la eficiencia de la aleación objeto de estudio en prueba de campo.
- Realizar una investigación acerca de los efectos del tratamiento térmico en bolas de hierro fundido Ni-Hard tipo 3, puesto que esta aleación es la exigida por la norma ASTM A532 (2004), para molinos de trituración de clínquer.

BIBLIOGRAFÍA

1. ALCÁNTARA-VALLADARES, J. R. 2008: *Diseño práctico de un molino de bolas*. Tesis de grado. Escuela superior de Ingeniería Mecánica y Eléctrica. Unidad profesional "Azcapotzalco". 123 p.
2. CABALLERO, N. 2010: *Manual de práctica tecnológica de tratamiento térmico* *Compilación de textos*. Parte I. Ciudad Habana, Cuba. 149 p
3. ALCÁNTARA, D.; FERNÁNDEZ, T. & RODRÍGUEZ, I. 2009: Fricción y desgaste en elementos circulares empleados en pasadores. *Ingeniería Mecánica*. 12(2): 49-58.
4. ALCÁNTARA-VALLADARES, J. R. 2008: *Diseño práctico de un molino de bolas*. Tesis de grado. Escuela superior de Ingeniería Mecánica y Eléctrica. Unidad profesional "Azcapotzalco". 123 p.
5. ANDRÉIEV, S. E.; PEROV, V. A. & ZVERIÉVICH, V. V. 1987: Trituración, desmenuzamiento y cribado de minerales. 1ed. Pueblo y Educación, La Habana, 431p.
6. ANDRÉIEV, S. E.; PEROV, V. A. & ZVERIÉVICH, V. V. 1987: Trituración, desmenuzamiento y cribado de minerales. 1ed. Pueblo y Educación, La Habana, 431p.
7. Antonio J. Criado Portal. 2088: ESTRUCTURAS METALOGRAFICAS DE ALEACIONES HIERRO-CARBONO: ACEROS AL CARBONO Y FUNDICIONES.
8. ASM Handbook (1991). Heat Treating. Volume 4 of the ASM Handbook.
9. CALLISTER, W. 2007: Materials Science and Engineering. An Introduction. 7th ed. John Wiley & Sons, Inc. New York, United State, 975.
10. DIEZ-ESTEBAN, V. 2008. *Proyecto de instalación de una planta de molienda de cemento*. José Luís Pérez Díaz (Tutor), Tesis de grado. Universidad Carlos III de Madrid. 293 p.
11. GOYOS L, Martinez H, Tecnología de la fundición II. ISPJAE, 1980.
12. GULIÁEV, A. P. 1977: *Metalografía. Tomo I*. Félix Varela, La Habana, 364 p.

13. HONEYCOMBE, R. W. 1981: Key to Steels. Microstructure and properties Spottiswoode Ballantyne Ltd.
14. KING R. P. 2001: *Modeling and simulation of mineral processing systems*. Butterworth-Heinemann, Oxford, Reino Unido, 415 p.
15. KING R. P. 2001: *Modeling and simulation of mineral processing systems*. Butterworth-Heinemann, Oxford, Reino Unido, 415 p.
16. MACHADO Isabel. Tratamientos Térmicos e de superfõcie . Prof. Escola PolitÈcnica da Universidade de S,õ Paulo. Depto. de Engenharia MecatrÙnica e de Sistemas Mec,nicos PMR 2002.
17. MAGOTTEAUX. 1954: shaping a world of performance.
18. ROJAS-FERNÁNDEZ, M. V. 2011: Resistencia al desgaste de la aleación Ni-Resist con adición de aluminio como elemento de aleación. Alberto Velázquez Del Rosario y Félix Ariel Morales Rodríguez (Tutores). Tesis de maestría. Instituto Superior Minero Metalúrgico. 78 p.
19. SILOT-MONTERO, Y. 2014: Obtención de bolas para la molienda del clínquer a partir de una nueva tecnología de fundición. Yunior Correa Cala (Tutor). Trabajo de Diploma. Instituto superior Minero Metalúrgico de Moa. 68 p.
20. SUPRA STEEL. 2011: suppliers of grinding media.
21. VALENCIA Asdrúbal. Tecnología del Tratamiento Térmico de los Metales. Medellín. 2 ed. Ed. Universidad de Antioquia, 1 992. 630 p.
22. KRAUSE, D. E. 1969: Gray Iron-A Unique Engineering Material, Philadelphia. ASTM, Special Technical Publications.
23. CALERO A. 1976: *Técnicas de muestreo*. Editorial pueblo y educación. Ciudad Habana. 506 p.
24. DECASPER, J. 1981: Manual del Molino. Holderbank. Administración y Asesoría S.A. Centro Técnico. Departamento de Procesos y Tecnología.
25. MENACHO, J. M. & CONCHA, F. J. 1987: Mathematical model of ball wear in grinding mills II. General solution. *Powder Technology* [en línea] 52 (3). Disponible

en: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/003259108780116X> 165, 166, 169.

26. SKALKI, K.; RONDA, J. 1988: Application of contact mechanics to modelling of burnishing process. *International Journal of Mechanical Sciences*. 37 (5) 461-472.
27. IUFFE, A. 1994: Modificación del hierro con grafito esferoidal en el molde. *Liteinoe proistbostba*. 6 (12) 5-6.
28. BELZUNCE, F. J. 2001: Aceros y fundiciones: estructuras, transformaciones, tratamientos térmicos y aplicaciones. Asturias, Universidad de Oviedo, 208 p. Disponible en: <http://www.aceroplatea.es/docs/documento138.pdf>.
29. Albertin, E.; Sinatora, A.; Pitaluga, G; Parada, E. 2008: Relación entre factores microestructurales e impacto repetido en aleaciones de alto cromo para bolas de molino. *Ingeniería Mecánica*, 1. 57–62.
30. CALLISTER, W. D. 2009: *Materials Science and Engineering. An Introduction*. 5 ed. Félix Varela, La Habana, 871 p.
31. DÍAS DEL CASTILLO, F. & REYES, A. 2012: Aceros, estructuras y tratamientos térmicos. Cuautitlán Izcalli, 159 p.
32. MAUJO-ARCE, O. 2016: Selección del material para la fundición de bolas empleadas en la molienda del clínquer. Eider Gresesqui Lobaina; Isnel Rodríguez González (Tutores). Trabajo de diploma. Instituto superior Minero Metalúrgico de Moa. 80 p.
33. GRESESQUI, E. 2018: Características microestructurales, reticular y de microdeformación de aceros empleados en elementos moledores de clínquer. Ing. Isnel Rodríguez González, Dr. C. y Ing. Tomás H. Fernández Columbié, Dr. C. (tutores). Tesis de maestría. Instituto Superior Minero Metalúrgico. 79 p.
34. ACOSTA-ESQUEDA, M. A.; MARTÍNEZ-MADRID, M. & ALFREDO-LÓPEZ, J. 2000: El tratamiento de los hierros nodulares en el mejoramiento de los materiales en la industria automotriz. *Sanfandila, Qro.* Publicación Técnica No. 148.